

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA



**COMPORTAMIENTO AL DESGASTE DE ALEACIONES AVANZADAS A
ALTA TEMPERATURA**

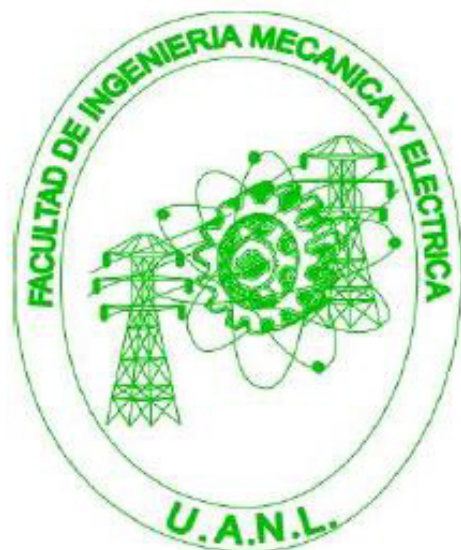
POR

JAVIER HUMBERTO RAMÍREZ RAMÍREZ

**COMO REQUISITO PARA OBTENER EL GRADO DE DOCTOR EN
INGENIERÍA DE MATERIALES**

FEBRERO, 2017

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



**COMPORTAMIENTO AL DESGASTE DE ALEACIONES AVANZADAS A
ALTA TEMPERATURA**

POR

JAVIER HUMBERTO RAMÍREZ RAMÍREZ

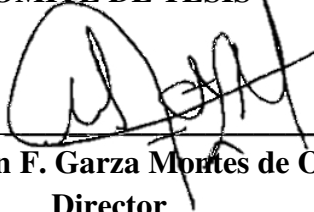
**COMO REQUISITO PARA OBTENER EL GRADO DE DOCTOR EN
INGENIERÍA DE MATERIALES**

FEBRERO, 2017

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
SUBDIRECCION DE POSGRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis “**Comportamiento al desgaste de aleaciones avanzadas a alta temperatura**” realizada por el estudiante Javier Humberto Ramírez Ramírez, con matrícula 1107950, sea aceptada para su defensa como opción al grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.

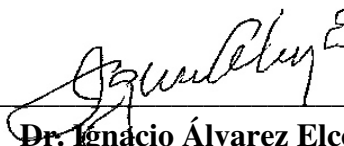
COMITÉ DE TESIS



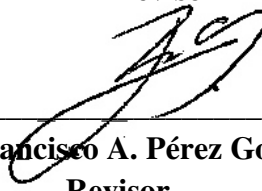
Dr. Nelson F. Garza Montes de Oca
Director



Dr. Rafael Colás Ortiz
Revisor



Dr. Ignacio Álvarez Elcoro
Revisor

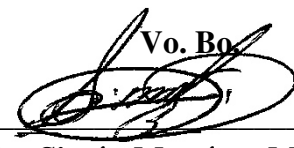


Dr. Francisco A. Pérez González
Revisor



Dr. Juan M. Alvarado Orozco
Revisor

Vo. Bo



Dr. Simón Martínez Martínez
Subdirector de Estudios de Posgrado

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, Febrero de 2017

DEDICATORIA

En especial a mi esposa Ana Benavides por su amor, consejos y apoyo incondicional en cada momento. Te amo, eres todas mis razones.

A mis padres Javier Ramírez y Martha Olga Ramírez por su apoyo incondicional amor y consejos a lo largo de mi vida y esta investigación, mi más profunda admiración y respeto para ellos.

A mis hermanos Luis, Aldo y Pascual.

A mis abuelos

A los profesores Dr. Nelson Garza, Dr. Rafael Colás y Dr. Francisco Pérez por permitirme ser parte de este gran equipo de trabajo durante mis estudios de posgrado, mi más sincera amistad y respeto para ellos.

AGRADECIMIENTOS

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por el apoyo económico brindado, el cual es una motivación para el desarrollo de la investigación en el México.

A la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica (FIME), la Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL) y al Centro de Innovación, Investigación y Desarrollo en Ingeniería y Tecnología (CIIDIT) por brindarme todos los recursos necesarios para la realización de esta tesis doctoral.

Al Dr. Nelson F. Garza Montes de Oca por sus consejos, dedicación, tiempo, dedicación en la revisión y seguimiento de este trabajo de investigación, además de brindarme su amistad y apoyo en cada momento.

Al Dr. Rafael Colás por su tiempo, consejos, comentarios y apoyo en el transcurso de esta investigación.

Al Dr. Ignacio Álvarez por su tiempo, comentarios, dedicación y seguimiento en esta investigación.

Al Dr. Francisco A. Pérez por su amistad, apoyo, tiempo, consejos, comentarios y seguimiento en el transcurso de esta investigación.

Al Dr. Alberto Pérez por sus sabios consejos en el diseño de la máquina.

Al Dr. Diego Lozano alentarme a entrar a este programa de estudios de posgrado, mi más sincero agradecimiento.

ÍNDICE

RESUMEN.....	X
CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO 2 ANTECEDENTES.....	5
2.1 Aleaciones avanzadas.....	5
2.1.1 Aleaciones avanzadas base níquel	10
2.1.1.1 Componentes microestructurales de las aleaciones base níquel	11
2.1.1.1.1 Fases gama (γ) y gama prima (γ')	11
2.1.1.1.2 Carburos.....	14
2.1.1.1.3 Fases topológicamente compactas “TPC”	17
2.1.1.2 Composición química principal de las aleaciones base níquel	18
2.1.1.3 Mecanismos de endurecimiento.....	20
2.1.1.3.1 Endurecimiento por solución sólida.....	21
2.1.1.3.2 Endurecimiento por precipitación	21
2.1.2 Aleación Haynes 282©.....	23
2.1.2.1 Microestructura de la Haynes 282©	24
2.1.2.2 Tratamiento térmico de las aleaciones Haynes 282©	25
2.1.2.3 Propiedades mecánicas	26
2.1.3 Aleaciones intermetálicas avanzadas base TiAl	27
2.1.3.1 Microestructura de las aleaciones avanzadas base TiAl	28
2.1.3.1.1 Fase α_2 -Ti ₃ Al.....	29
2.1.3.1.2 Fase γ -TiAl.....	30
2.1.3.2 Aleaciones avanzadas base γ -TiAl.....	32
2.1.3.2.1 Microestructura tipo equiaxial	32
2.1.3.2.2 Microestructura tipo laminar.....	33
2.1.3.2.3 Microestructura tipo dúplex	34
2.1.3.2.4 Composición química	35
2.1.3.3 Mecanismos de endurecimiento.....	36
2.1.3.3.1 Endurecimiento por solución sólida.....	36
2.1.3.3.2 Endurecimiento por precipitación	36
2.1.4 Aleación Ti-45Al-8Nb-0.17C.....	37

2.1.4.1 Microestructura de Ti-45Al-8Nb-0.2C	38
2.1.4.2 Tratamiento térmico.....	38
2.1.4.3 Propiedades mecánicas	39
Referencias.....	41
 CAPÍTULO 3 DESGASTE	 45
3.1 Fricción y desgaste	45
3.2 Coeficiente de fricción.....	47
3.2.1 Componente de adhesión.....	47
3.2.2 Componente de arado	48
3.3 Mecanismos de desgaste.....	48
3.3.1 Desgaste metálico-plástico.....	49
3.3.2 Desgaste por oxidación.....	57
3.3.3 Factores que influyen en el desgaste	60
3.4 Desgaste en las aleaciones avanzadas	63
3.4.1 Desgaste en aleaciones avanzadas base níquel	64
3.4.2 Desgaste en aleaciones avanzadas base γ -TiAl	68
Referencias.....	70
 CAPÍTULO 4 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	 74
4.1 Introducción.....	74
4.2 Tribómetro “multi-propósito”	74
4.3 Material de estudio.....	77
4.3.1 Caracterización microestructural.....	79
4.3.2 Tratamientos térmicos	80
4.3.3 Ensayos de dureza	81
4.4 Ensayos de desgaste.....	81
4.4.1 Condiciones de operación en el ensayo de desgaste	82
4.5 Técnicas de caracterización	85

4.5.1 Difracción de rayos-X	86
4.5.2 Análisis por microscopia electrónica de barrido.....	86
4.5.3 Análisis por difracción de electrones retrodispersados “ <i>EBSD</i> ”	88
4.5.4 Deformación de la microestructura	88
Referencias.....	90
 CAPÍTULO 5 RESULTADOS Y DISCUSIÓN	 91
5.1 Caracterización microestructural.....	91
5.2 Resultados del estudio tribológico.....	101
5.2.1 Desgaste de la aleación Haynes 282©	101
5.2.1.1 Desgaste en la aleación Haynes 282© a baja temperatura	101
5.2.1.2 Desgaste en la aleación Haynes 282© a alta temperatura.....	109
5.2.2 Desgaste de la aleación γ -TiAl	117
5.2.2.1 Desgaste en la aleación γ -TiAl a baja temperatura	117
5.2.2.2 Desgaste en la aleación γ -TiAl a alta temperatura	127
5.3 Mecanismos de desgaste en las aleaciones avanzadas	135
5.3.1 Mecanismos de desgaste en la Haynes 282©	135
5.3.1.1 Mecanismos de desgaste en la Haynes 282© a baja temperatura	135
5.3.1.2 Mecanismos de desgaste en la Haynes 282© a alta temperatura	147
5.3.2 Mecanismos de desgaste en la γ -TiAl	163
5.3.2.1 Mecanismos de desgaste en la γ -TiAl a baja temperatura.....	163
5.3.2.2 Mecanismos de desgaste en la γ -TiAl a alta temperatura.....	176
5.5.3 Análisis por difracción de electrones retrodispersados “ <i>EBSD</i> ”	191
Referencias.....	197
 CAPÍTULO 6 CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.....	 203
6.1 Conclusiones	203
6.2 Recomendaciones	205
 LISTA DE TABLAS	 207
 LISTA DE FIGURAS	 208

ANEXO A	221
ANEXO B.....	222
ANEXO C	223
ANEXO D	225
ANEXO E.....	228
RESUMEN AUTOBIGRAFICO	230

RESUMEN

Dos aleaciones avanzadas, una aleación base níquel Haynes 282© y una aleación γ -TiAl, en condición de material recibido fueron sometidas a tratamiento térmico. Ambas aleaciones en las condiciones de material recibido y tratada térmicamente, fueron expuestas a desgaste deslizante en contra de un acero D2 en dos diferentes condiciones de operación, a temperatura ambiente y calentados por flama directa oxiacetilénica, con el fin estudiar los efectos en el cambio microestructural y diferentes atmósferas sobre la resistencia al desgaste. El estudio tribológico se realizó en el tribómetro “*multi-propósito*”, el cual fue desarrollado en esta investigación. Los ensayos desgaste se realizaron a una velocidad lineal de 2 m/s durante 1 hora y alcanzar una distancia recorrida de 7.5 km. Las muestras desgastadas se caracterizaron por medio de microscopia electrónica de barrido (MEB), análisis de rayos-X (EDS) y difracción de electrones retrodispersados (“*EBSD*”). Así mismo, la viruta de desgaste recolectada de cada prueba se caracterizó por medio de microscopia electrónica de barrido (MEB), análisis de rayos-X (EDS) y difracción de rayos-X (DRX). Se presentó un mecanismo de desgaste metálico-plástico severo en la aleación Haynes 282© en las pruebas de desgaste a temperatura ambiente, mientras a alta temperatura se observó un mecanismo de desgaste por oxidación moderado. En la γ -TiAl se presentó un mecanismo de desgaste por oxidación moderado en todos los casos de estudio, presentando mayor daño las desgastadas a temperatura ambiente. En las muestras que presentaron desgaste por oxidación se observó la presencia de óxidos ricos en cromo y hierro en combinación con la matriz. Para ambas aleaciones avanzadas, Haynes 282© y γ -TiAl, se presentó una mayor pérdida de material en masa con respecto a las pruebas expuestas a alta temperatura. Los fenómenos de degradación que se observaron en cada condición son analizados y discutidos por medio de mecanismos de desgaste.

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

Las aleaciones avanzadas o superaleaciones forman parte de sistemas metálicos complejos, los cuales contienen una cantidad considerable de elementos aleantes que promueven el desarrollo de características microestructurales que mejoran sus propiedades físicas y químicas para aplicaciones específicas. Normalmente estas aleaciones son utilizadas en aplicaciones donde la resistencia a la carga estática, termofluencia, corrosión y resistencia a la oxidación, así como, comportamiento a la fatiga son deseables, además algunas de ellas pueden ser creadas y utilizadas como recubrimientos duros debido a sus buenas propiedades en ambientes altamente agresivos [1,2].

Aplicaciones específicas de las aleaciones avanzadas incluyen la industria metal-mecánica, nuclear, química, automotriz, milicia, aeroespacial, marina y medicina. Entre las aplicaciones más comunes se destaca: el procesamiento de químicos en tuberías, industria de generación eléctrica en las turbinas de gas, turbinas de vapor, anillos y hélices en aeroespacial; así como en aplicaciones médicas, como lo son, las prótesis de elementos del cuerpo humano en cadera y rodillas. Sin embargo, una de las principales aplicaciones de la aleación Haynes 282©, la cual se estudia en el presente trabajo de

investigación, es la fabricación de componentes para turbinas de avión (Figura 1.1a) [3,4].

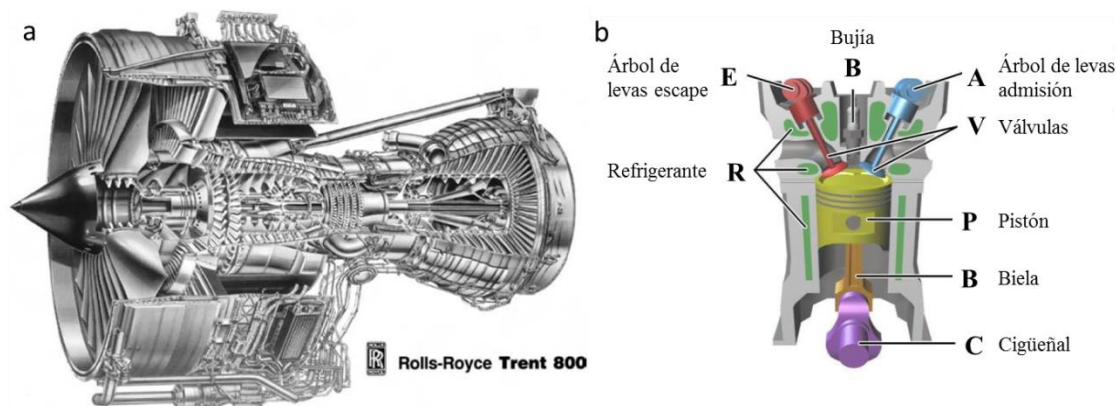


Figura 1.1 Turbina de avión Rolls–Royce Trent 800 (a) [3] y esquema de cámara de combustión de un motor a gasolina (b).

Dentro de las aplicaciones en la industria automotriz, en los últimos años se ha tratado de disminuir el peso de los vehículos para obtener una mayor potencia y eficiencia, término conocido como relación potencia–peso. Por ello, se investiga el comportamiento de diversas aleaciones para la fabricación de piezas que posean las propiedades mecánicas y físicas necesarias para el correcto funcionamiento de los componentes, aunado a una menor densidad con respecto a los materiales actuales, por ejemplo, las aleaciones base titanio [5]. Componentes como, válvulas de escape del motor, resortes en la suspensión y la propela en el compresor, son las principales aplicaciones de este tipo de aleaciones (Figura 1.1b) [5,6].

Normalmente, las aleaciones avanzadas son tratadas térmicamente después del proceso de fabricación, con el objetivo de obtener las propiedades ideales para la aplicación para la cual han sido diseñadas. Por ejemplo, la aleación base níquel Haynes 282© normalmente requiere de un proceso térmico estandarizado de tres pasos:

solubilizado, seguido de un tratamiento térmico en dos etapas, para obtener una microestructura austenítica γ -Ni, con precipitados de la fase γ' -Ni₃(Al, Ti), carburos primarios del tipo MC y carburos secundarios del tipo M₂₃C₆ [7]. El tratamiento de las aleaciones base titanio se realiza para optimizar la cantidad de fases presentes en la microestructura y obtener una microestructura específica para la aplicación [8].

Este trabajo estudia el comportamiento al desgaste de aleaciones avanzadas base níquel y base titanio, Haynes 282© y γ -TiAl, respectivamente. El estudio de desgaste se realizó por medio de un tribómetro multi-propósito con la configuración perno sobre rodillo o “*pin-on-roll*” a temperatura ambiente (baja temperatura) y alta temperatura (flama directa) de ambas aleaciones en dos diferentes condiciones térmicas, condición de material recibido y condición de tratamiento térmico. La finalidad de estudiar el comportamiento de ambas aleaciones expuestas a cargas dinámicas es obtener información que actualmente no está disponible, como comportamiento y mecanismos de desgaste a alta temperatura, coeficientes específicos de desgaste y coeficiente de fricción.

Hipótesis

La formación de óxidos en la superficie de las aleaciones avanzadas expuestas a alta temperatura afecta las variables tribológicas en la aleación, como lo son, la fricción y el desgaste, debido a la interacción que puede establecerse entre óxidos formados (capa externa y oxidación interna), transformaciones de fase y el sustrato.

Objetivo general

Comprender el comportamiento al desgaste y la fricción de las aleaciones avanzadas Haynes 282© y γ -TiAl bajo condiciones dinámicas y atmósferas cercanas a condiciones reales de operación.

Objetivos particulares

1. Construir un tribómetro “*multi-propósito*” que pueda reproducir condiciones de operación en aplicaciones como, laminación, turbinas y componentes expuestos a contacto mecánico.
2. Comprender el comportamiento tribológico de las aleaciones en condiciones dinámicas.
3. Obtener el coeficiente de desgaste específico, coeficiente de fricción y la deformación equivalente de la microestructura.
4. Encontrar los mecanismos de desgaste presentes en cada condición de estudio.
5. Estudiar el crecimiento de las capas de óxido durante el desgaste y su posible influencia sobre este fenómeno.

CAPÍTULO 2

ANTECEDENTES

2.1 Aleaciones avanzadas

Las aleaciones avanzadas o superaleaciones son aquellas que son fabricadas utilizando normalmente elementos del grupo VIII de la tabla periódica donde se encuentran el hierro, cobalto, níquel y platino (Figura 2.1), así como elementos pertenecientes a otros grupos, por ejemplo el IV, donde se encuentran el titanio y zirconio, siendo las aleaciones base hierro, níquel y cobalto las más utilizadas [2,4,9]. Se les considera aleaciones avanzadas debido a sus aceptables propiedades mecánicas favorecidas por su estabilidad microestructural y su considerable resistencia a alta temperatura. Esta combinación de resistencia a ambientes altamente corrosivos y sus propiedades mecánicas a alta temperatura las favorecen más que a otros sistemas metálicos.

Las aleaciones son clasificadas de acuerdo a su elemento principal de aleación, siendo el hierro, cobalto, níquel y titanio los principales metales utilizados como base [10].

<i>BCC</i>									
IIIB	IVB	VB	VIB	VIIIB	← VIIIB →		IB	IIB	
21 Sc 44.956	22 Ti 47.90	23 V 50.942	24 Cr 51.996	25 Mn 54.9380	26 Fe 55.847	27 Co 58.9332	28 Ni 58.71	29 Cu 63.54	30 Zn 65.37
39 Y 88.905	40 Zr 91.22	41 Nb 92.906	42 Mo 95.94	43 Tc [99]	44 Ru 101.07	45 Rh 102.905	46 Pd 106.4	47 Ag 107.870	48 Cd 112.40
* 57 La 138.91	72 Hf 178.49	73 Ta 180.948	74 W 183.85	75 Re 186.2	76 Os 190.2	77 Ir 192.2	78 Pt 195.09	79 Au 196.967	80 Hg 200.59
					<i>HCP</i>		<i>FCC</i>	<i>Líquido</i>	

Figura 2.1 Tabla periódica mostrando elementos presentes en la aleaciones avanzadas [3].

La familia de aleaciones avanzadas a la cual pertenecen las aleaciones base níquel comparte la misma estructura cristalina, una matriz cúbica centrada en las caras “*FCC*”, la cual puede ser base níquel, níquel–hierro y cobalto. En su forma elemental las aleaciones base níquel con las únicas con estructura “*FCC*” a temperatura ambiente, el cobalto tienen estructura hexagonal compacta “*HCP*” y el hierro tiene “*BCC*” a temperatura ambiente pero cambia a austenita “*FCC*” a 912°C [9].

Las aleaciones base níquel–hierro se caracterizan por tener una alta ductilidad y resistencia a la fractura y son utilizadas en anillos o rotores de las turbinas. Los tres tipos principales que componen las aleaciones base níquel–hierro las cuales son muy utilizadas en aplicaciones ingenieriles: aleaciones endurecidas por precipitación, donde se forman precipitados γ' -Ni₃(Al, Ti) y/o γ'' -Ni₃Nb en una matriz γ “*FCC*”. La segunda es de bajo coeficiente de expansión térmica “*CTE*” y por tercero, el acero inoxidable modificado, por ejemplo el 19–9DJ y el Inconel–800H [11].

Las aleaciones base cobalto son utilizadas en aplicaciones donde existe corrosión a alta temperatura o cargas a bajos esfuerzos sometidos a alta temperatura. Las principales aleaciones son la X-40 y la MAR-M 302n para aleaciones de colada, y Haynes 25 (L-605), Haynes 188 y S-816 son representativas de aleaciones trabajadas. Las principales ventajas de estas aleaciones son las altas temperaturas de fusión, mejores propiedades contra la corrosión a alta temperatura, debido a la alta cantidad de cromo y mayor resistencia a la fatiga térmica, entre otras [12].

Las aleaciones base níquel presentan la mejor relación temperatura-propiedades mecánicas de todas las aleaciones avanzadas de colada y forja, haciendo de ésta la ideal para las aplicaciones con mayor demanda, tal es el caso de los componentes de turbinas. Las aleaciones trabajadas son generalmente utilizadas en aplicaciones donde alta resistencia a la fractura es indispensable, por ejemplo en anillos y álabes forjados. Entre estas aleaciones se encuentran: Udimet 700, Rene 41, Waspaloy, N-901, Haynes 230 y 282. Aleaciones como Inconel 100, 713, 738 y 792, B-1900 y MAR-M 200 son fabricadas por el proceso de colada, para componentes como aspas coladas en molde y anillos de turbinas, donde las propiedades mecánicas a alta temperatura y la termofluencia son requeridas [13].

Las aleaciones base titanio se han desarrollado rápidamente en años recientes. Aleaciones de titanio con adiciones de aluminio son las más utilizadas en la actualidad, aleaciones como Ti-6Al-4V y Ti-5Al-2.5Sn, son ejemplos de esto [14]. Sus características de alta resistencia mecánica y resistencia a la corrosión, con una densidad menor, cerca del 55%, con respecto al acero y aleaciones avanzadas base níquel, las ha colocado como opción en aplicaciones en aeronáutica, automotriz, procesamiento de químicos, industria del papel, aplicaciones marítimas y generación de energía [4].

En la industria aeroespacial se aplican en la zona de baja y media temperatura de turbinas como lo son en la zona de ventilación, en los alabes del compresor y en la estructura de la turbina, como lo muestra la Figura 2.2. En la actualidad se realizan investigaciones para ver la posibilidad de colocar este tipo de aleaciones en la zona de más alta temperatura de la turbina [4,14]. Para esto, se están desarrollando nuevas aleaciones base titanio, por ejemplo γ -TiAl, esta aleación ha tomado importancia en los últimos años por sus excelentes propiedades mecánicas, termofluencia, resistencia a la corrosión oxidación a alta temperatura y baja densidad ($\sim 3.9 - 4.1 \text{ g/cm}^3$) [4,15].

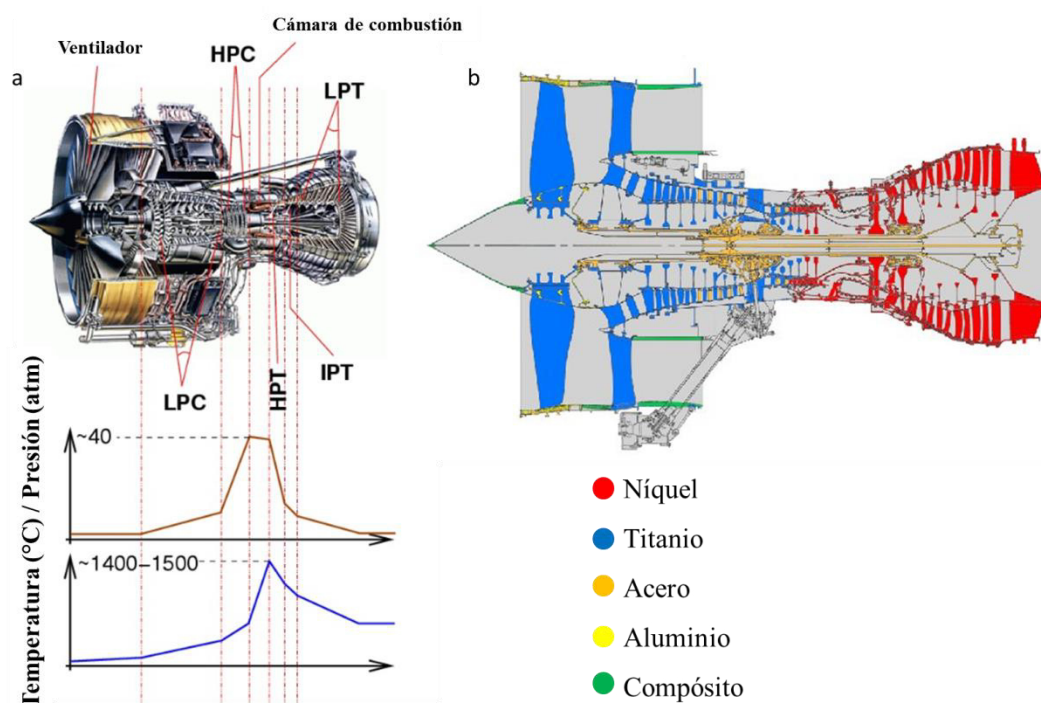


Figura 2.2 Turbina Rolls–Royce Tren 800, mostrando las diferentes zonas del compresor y temperaturas(a), y las zonas donde se utilizan los diferentes materiales en la turbina [3].

Propiedades como la rigidez específica y esfuerzo de cedencia específico de las aleaciones γ -TiAl son superiores comparadas con aleaciones comerciales base níquel, en intervalos de temperatura entre 600 y 900°C [16]. La Figura 2.3 muestra la comparación

de aleaciones base γ -TiAl y aleaciones base níquel de módulo de elasticidad específico y esfuerzo de cedencia específico con respecto a la temperatura [4].

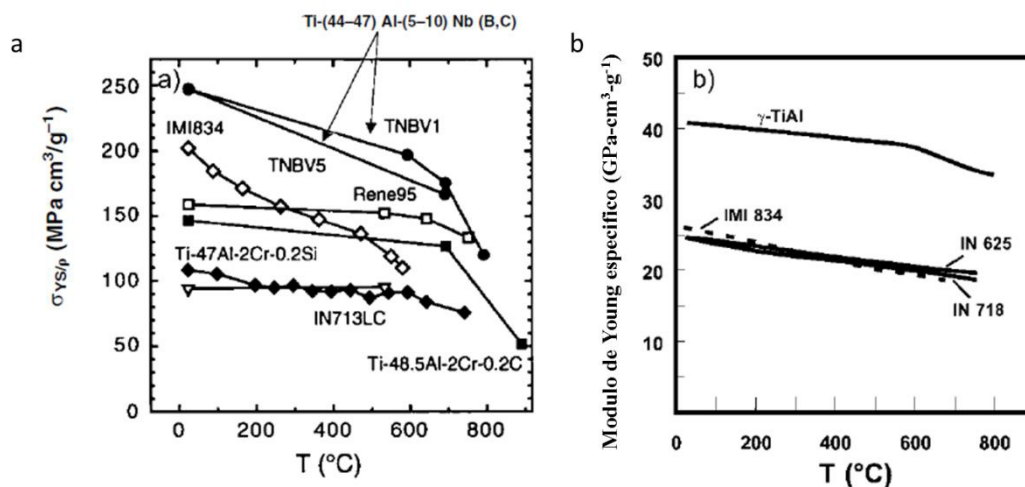


Figura 2.3 Comparación de propiedades mecánicas de las aleaciones avanzadas base níquel y las γ -TiAl, tales como, esfuerzo de cedencia específico (a) y Modulo de Young específico (b) [4].

En la industria automotriz se busca la aplicación de aleaciones base γ -TiAl en diversos componentes de los sistemas del vehículo, como por ejemplo, el retén y la válvula en la salida de la cámara de combustión del motor, resortes en la suspensión. Mientras en los automóviles de carreras se han implementado en componentes del motor, el sistema de transmisión y suspensión. Así como, en las bielas en motores de motocicletas [5,14].

En la Sección 2.1.3 se describe las aleaciones base titanio, microestructuras, composición química y propiedades.

2.1.1 Aleaciones avanzadas base níquel

Las aleaciones avanzadas base níquel fabricadas por forja pueden ser trabajadas en frío o caliente, las cuales son utilizadas en una gran gama de aplicaciones en la cámara de combustión, anillos, boquillas, alabes en turbinas de gas. Estas aleaciones pueden ser utilizadas en aplicaciones donde la temperatura de operación es cercana a su temperatura de fusión y son, por lo tanto, más susceptibles a ser utilizadas que las aleaciones base cobalto y hierro–níquel [3].

El mecanismo de endurecimiento para las aleaciones fabricadas por forja puede ser por solución sólida o precipitación. Como ejemplo de endurecimiento por solución sólida se tiene la Hastelloy X, la cual es utilizada en aplicaciones de quemadores y la cámara de combustión en las turbinas de gas. Posee propiedades de resistencia a la corrosión a alta temperatura, excelentes propiedades de soldabilidad y manufactura, sin embargo cuenta con baja resistencia mecánica [17].

Las aleaciones endurecidas por precipitación son utilizadas en aplicaciones que requieren alta resistencia a alta temperatura, corrosión y termofluencia, tal es el caso de la aleación Haynes 282©. Esta aleación es forjada y endurecida por precipitación de la fase γ' -Ni₃(Al, Ti). Fue desarrollada para aplicaciones estructurales a alta temperatura, en particular para turbinas de gas y vapor, además de ser candidata a una gran cantidad de aplicaciones en componentes estructurales aeroespaciales y automotrices. Las propiedades que posee son interesantes debido a la combinación de alta termofluencia, estabilidad térmica y manufactura comparada con las aleaciones avanzadas existentes, como por ejemplo, Inconel 718, R-41 y Waspaloy [18,19].

2.1.1.1 Componentes microestructurales de las aleaciones base níquel

Los componentes microestructurales que pueden presentar las aleaciones base níquel son las siguientes [2,11]

- a) Fase gama (γ)
- b) Fase gama prima (γ')
- c) Carburos
- d) Fases topológicamente compactas (“TPC”)

2.1.1.1.1 Fases gama (γ) y gama prima (γ')

Existe un equilibrio microestructural de dos fases, el cual consiste en la matriz, una fase austenítica de níquel (fase γ) y un precipitado (fase γ') con una relación cristalográfica entre ambas fases. Ambas fases son cúbica centrada en las caras “FCC”, con dimensiones de parámetro de red muy cercanas y orientación cristalográfica similar (dependiendo del procesamiento termomecánico). Por lo cual, se puede afirmar que son casi coherentes. Los sitios cristalográficos de red en la fase γ son totalmente equivalentes y los átomos constituyen la solución sólida distribuida al azar [9].

La fase continua γ -Ni, Figura. 2.4a, es no-magnética, esto debido a los elementos aleantes disueltos en solución sólida que promueven el endurecimiento de la

aleación, esto provocado por los espacios atómicos libres en la tercer capa electrónica del níquel. Los elementos aleantes que componen la matriz, fase γ , son los pertenecientes los grupos V, VI y VII, los cuales son principalmente el cromo, hierro, cobalto, molibdeno y tungsteno [3,9].

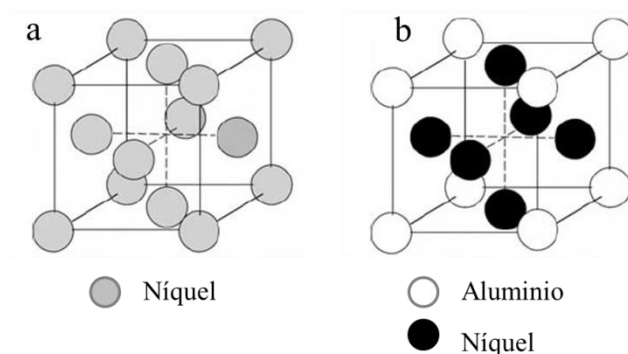


Figura 2.4 Fase γ -Ni (a) y fase γ' -Ni₃(Al, Ti) [3].

El principal precipitado presente en las aleaciones avanzadas es la fase γ' . Gama prima γ' es una fase intermetálica “FCC” ordenada ($L1_2$), Figura 2.4b, la cual tiene una composición nominal Ni₃(Al, Ti), su principal propiedad es proveer a la aleación de resistencia a alta temperatura y excelentes propiedades de termofluencia. La diferencia en el parámetro de red entre las dos fases γ/γ' , aproximadamente 0–1%, en combinación con una compatibilidad química, permite una precipitación y estabilidad a largo plazo de la fase γ' en la matriz [14].

El esfuerzo de cedencia en la fase γ' incrementa con la temperatura hasta llegar a 650°C. Esta es la razón por la cual esta fase es relativamente dúctil, por lo tanto, la resistencia de la aleación mejorará sin tener una reducción en la tenacidad [3].

Existen otros elementos que pueden formar la fase γ' , tales como, el cromo, hafnio, niobio y tántalo; siendo el aluminio y el titanio, antes mencionados, como los elementos con mayor presencia en fracción volumen en la matriz γ .

La resistencia de las aleaciones base níquel está relacionada con la fracción volumen de la fase γ' . En aleaciones trabajadas la fase γ' está entre 20–45% fracción volumen. Al aumentar la relación γ/γ' se dificulta la deformación. En aleaciones de colada la fracción volumen de la fase γ' , en la matriz, es alrededor del 60%, lo cual incrementa la resistencia mecánica de la aleación en comparación con las aleaciones trabajadas.

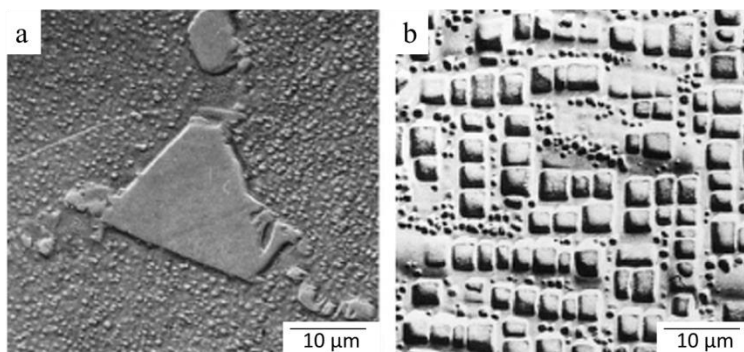


Figura 2.5 Micrografía de a) Nimonic 80 tratada térmicamente con una fase γ' esferoideal uniformemente dispersada en la matriz y b) U-700 tratada térmicamente con γ' con morfología de cubo [9].

Cuando la diferencia del parámetro de red es $<0.2\%$, la fase γ' presenta generalmente una morfología de esfera de tamaño fino a moderado (250 a 500 nm) lo cual permite minimizar la energía superficial, en contraste con las demás morfologías que puede presentar [3,9]. En aleaciones con mayor contenido de aluminio y titanio, la fase γ' puede crecer con morfología cuboide, si en la aleación existe una diferencia en el parámetro de red comprendido de ± 0.5 a 1% [9]. En la Figura 2.5 se muestran ambos ejemplos de las morfología que puede presentar la fase γ' .

2.1.1.1.2 Carburos

Los carburos son otra de las fases importantes en las aleaciones avanzadas base níquel, cuando concentraciones mínimas de entre 0.02 y 0.2 % en peso, de elementos reactivos, como lo son, el titanio, tántalo, hafnio y niobio, se unen con carbono para formar carburos metálicos del tipo MC (por ejemplo, NbC, TiC, TaC o HfC), donde M es el átomo metálico presente en el carburo. Los carburos primarios MC son carburos de alta temperatura (por encima de 1038°C), por lo cual precipitan usualmente durante el enfriamiento. Otro tipo de carburos presentes son del tipo M_6C y $M_{23}C_6$, los cuales son considerados secundarios, esto debido, a que son formados por la descomposición de los carburos primarios MC durante el tratamiento térmico u operación de la aleación [3,9].

Los carburos del tipo M_6C se forman a media temperatura (desde 816 a 982°C o hasta 1039°C), mientras que los carburos $M_{23}C_6$ son de baja temperatura de formación (790 a 816°C). Los principales elementos presentes en los carburos del tipo M_6C son el molibdeno, tungsteno, cromo, cobalto y tántalo. Por otra parte, los carburos del tipo $M_{23}C_6$ son carburos que normalmente contienen cromo, hierro, tungsteno y molibdeno [9].

Los carburos primarios MC son de estructura “FCC” y están distribuidos heterogéneamente a través de la aleación, tanto intergranular, intragranular o interdentríticamente. Pueden presentar diferentes morfologías tanto globular y de bloque, además de ser la principal fuente de carbono para las reacciones de fases secundarias durante el tratamiento térmico, proceso y servicio [3].

Por otra parte, los carburos M_6C tienen una estructura cúbica compleja, los cuales precipitan en forma de bloque en los límites de grano y, con menos frecuencia, en una morfología intragranular conocida como Widmanstätten. Se presentan en aleaciones con contenidos de molibdeno y/o tungsteno entre 6 y 8% en peso atómico. Estos carburos son considerados como los responsables de controlar el tamaño de grano en el proceso de aleaciones forjadas, por su mayor estabilidad a altas temperaturas con respecto a los carburos $M_{23}C_6$. Dependiendo de la química de la aleación base níquel se pueden presentar las siguientes formulas típicas: $(Ni, Co)_3Mo_3C$ y $(Ni, Co)_2W_4C$ [9].

Respecto a los carburos $M_{23}C_6$, estos precipitan principalmente en los límites de grano en formas irregulares, discontinuas, redondas y partículas de bloque, y ocasionalmente, a través de maclas o en los límites de estas, y en fallas de apilamiento. El elemento más común en este tipo de carburos es el cromo ($Cr_{23}C_6$) aunque también puede encontrarse hierro, tungsteno y molibdeno. Cuando se forma $Cr_{23}C_6$ en los límites de grano, el contenido de cromo en solución sólida en la matriz γ disminuye, esto favorece la solubilidad de la fase γ' , y por lo tanto, incrementa en estas zonas. Este tipo de carburos presentan una estructura cúbica compleja, la cual es muy cercana a la fase topológicamente compactas “TCP” [20].

La formación de los carburos secundarios es atribuida a la descomposición de los carburos del tipo MC, mediante las siguientes reacciones [3,20]:



Donde M' y M'' pueden ser ocupados por cromo y cobalto o níquel y molibdeno, respectivamente.

Los carburos en las aleaciones base níquel policristalinas tienen tres principales funciones. Primero, al formarse adecuadamente en los límites de grano, los carburos M_6C y $M_{23}C_6$, fortalecen estas zonas disminuyendo o retrasando el deslizamiento durante los procesos de deformación [3]. Segundo, como ya se explicó, la formación del carburo $Cr_{23}C_6$ en los límites de grano favorece el aumento en la solubilidad de la fase γ' en las vecindades del carburo. Tercero, los carburos pueden impedir la formación de fases inestables durante el servicio [9]. Además de esto, la morfología de los carburos es crucial en las propiedades de la aleación (Figura 2.6), la morfología celular del carburo $M_{23}C_6$ puede ocasionar falla prematura mientras que en su forma de partículas irregulares y de bloque aumentarán la resistencia de la aleación si precipitan carburos finos en la matriz γ mejorará la resistencia en el material [9].

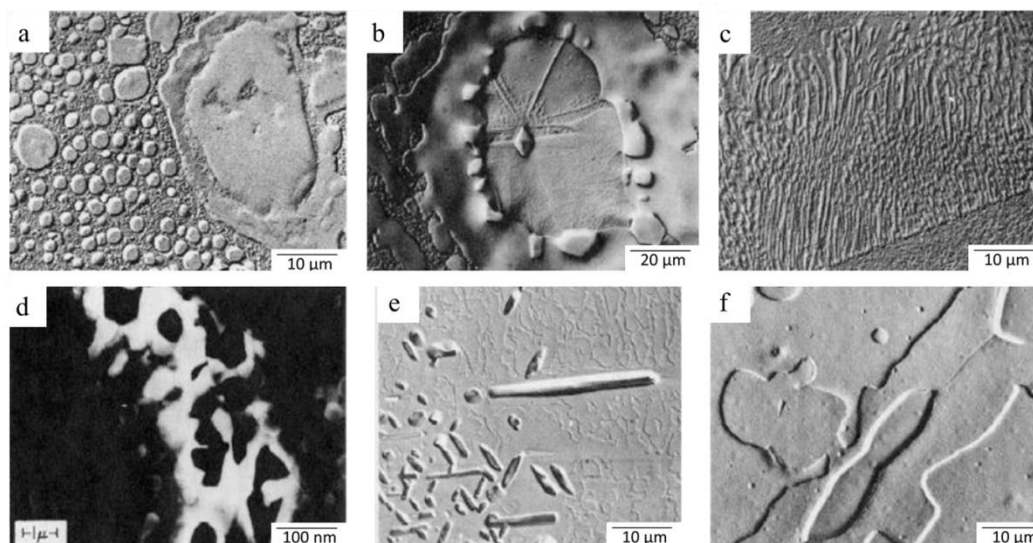


Figura 2.6 Micrografías de morfologías de carburos en diferentes aleaciones avanzadas
 a) carburos MC en forma globular, b) carburo MC en forma de diamante, c) carburo $M_{23}C_6$ en forma celular, d) carburo en límite de grano, e) carburo M_6C Widmanstätten y f) carburo M_6C en forma de bloque [9].

2.1.1.1.3 Fases topológicamente compactas “TPC”

Las fases topológicamente compactas “TPC” son fases frágiles que se forman durante el tratamiento térmico o servicio. La estructura que presentan las fases “TPC” consiste en átomos apilados en capas formadas por hexágonos, pentágonos y triángulos. Se presentan en aleaciones con altos contenidos de tántalo, cromo, tungsteno o molibdeno. Las principales fases como se presenta son σ , μ y “Laves”, con una morfología de aguja o laminar, principalmente (Figura 2.7) [21].

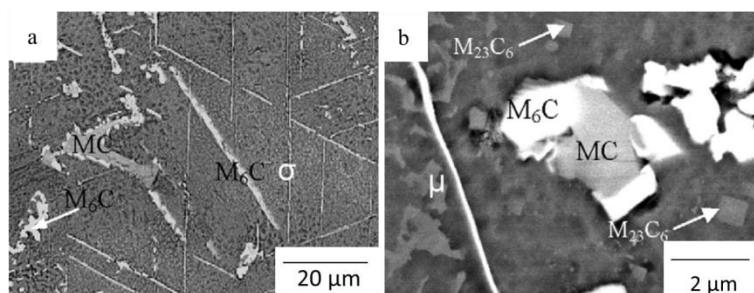


Figura 2.7 Micrografía de fases “TPC” con morfología de aguja de a) fase σ y b) fase μ .

La fase σ en forma laminar $(\text{Fe, Mo})_x(\text{Ni, Co})_y$ presenta una estructura similar a los carburos M_{23}C_6 . Su morfología y alta dureza pueden causar el crecimiento de grietas en la aleación provocando falla por fragilidad, así como, la disminución en la vida a termofluencia por efecto de las grietas. Por lo cual, se considera la fase más perjudicial [3,21].

Por su parte, la fase μ tiene una composición similar a la fase σ con una cantidad mayor en cromo y molibdeno, y su estructura es similar a los carburos M_6C . Se puede presentar con morfología de aguja, globular o en bloque. Por otra parte, la fase “Laves” presenta una composición AB_2 (MoCo_2 y TaCo_2) y morfología laminar, con influencia

en la disminución de la ductilidad y propiedades a la termofluencia a temperatura ambiente [3].

Las fases “*TPC*” tienen efectos negativos en las propiedades mecánicas de la aleación, tales como ductilidad y termofluencia, así mismo, son iniciadores de crecimiento de grieta. La formación de estas fases puede disminuir los elementos que promueven el endurecimiento y precipitación de la matriz, γ y γ' , respectivamente, y por ende las propiedades mecánicas antes descritas disminuyen [21].

2.1.1.2 Composición química de las aleaciones base níquel

Las aleaciones avanzadas base níquel comerciales contienen en general 5–25% cromo, por encima de 8% aluminio en combinación con titanio, y de 5–10% cobalto y en menores cantidades carbono, boro y zirconio. Otros elementos aleantes presentes son molibdeno, tungsteno, tántalo, hafnio y niobio [2,9].

Los elementos aleantes en las aleaciones base níquel se pueden dividir en categorías tales como:

- a) Elementos formadores de la fase γ (favorecen la formación de la matriz γ)
- b) Elementos formadores de la fase γ' (favorecen la precipitación de la fase γ')
- c) Elementos formadores de carburos

d) Elementos de segregación en límites de grano

Los elementos formadores de γ se pueden encontrar en los grupos V, VI, y VII, los cuales son cobalto, cromo, molibdeno, tungsteno y hierro. La diferencia de diámetros atómicos entre estos elementos y el níquel es ubica entre el 3–13%. Los formadores de fase γ' provienen de los grupos III, IV y V, los cuales incluyen elementos como aluminio, titanio, niobio, tántalo y hafnio. La diferencia en los diámetros atómicos es de 6–18% con respecto al níquel. Los principales formadores de carburos son el cromo, molibdeno, tungsteno, niobio, tántalo y titanio [9,11]. Al precipitar los carburos en los límites de grano se reduce la tendencia al deslizamiento de límite de grano. Elementos que favorecen la estabilidad de los límites de grano y la formación inicial de carburos son boro, carbono y zirconio. Los cuales el diámetro atómico difiere con el níquel de 21–27%. El resultado de la reducción en la energía en los límites de grano se asocia con mejores propiedades en ductilidad y termofluencia [22,23].

Cuando se encuentran en solución sólida, los elementos aleantes favorecen el desarrollo de ciertas propiedades a la aleación; los reforzadores de la matriz γ y la fase γ' son el cobalto, hierro, cromo, niobio, tántalo, molibdeno, tungsteno, vanadio, titanio y aluminio. El cobalto, además, incrementa la fracción volumen de γ/γ' y precipitados secundarios. El cromo y aluminio aumentan la resistencia a la oxidación, mientras el titanio mejora la resistencia a la corrosión en caliente y pequeñas cantidades de itrio ayuda a la adhesión de la capa de óxido al sustrato. Por otra parte, el hafnio, favorece la formación del eutéctico γ/γ' en aleaciones de colada con lo cual mejora la ductilidad [20]. En la Tabla A1 del Anexo A se muestra en forma más específica la función de los elementos aleantes en las aleaciones avanzadas base níquel [9,14].

Sin embargo, existe un límite en contenido de los elementos aleantes. Elementos como cobalto, molibdeno, tungsteno, renio y cromo, entre otros, favorecen en ciertas circunstancias la formación de las fases frágiles topológicamente compactas (σ , μ , “*Laves*”) las cuales tienen un efecto negativo sobre el comportamiento termomecánico y termoquímico de estos sistemas metálicos [9,11,14]

En la Tabla A2 del Anexo 1 se presentan algunas aleaciones avanzadas base níquel y su composición química nominal [9,10,24].

2.1.1.3 Mecanismos de endurecimiento

El endurecimiento en las aleaciones avanzadas base níquel es importante para cumplir con las propiedades necesarias en la operación a alta temperatura. Este proceso se puede realizar por medio de solución sólida o endurecimiento por precipitación [25].

La resistencia a la termofluencia es un ejemplo de la interacción entre los diferentes mecanismos de endurecimiento. En las primeras etapas de la termofluencia el principal mecanismo que favorece la resistencia a la termofluencia es por efectos del endurecimiento por solución sólida. Conforme avanza el tiempo, el endurecimiento por precipitación disminuye los efectos de la termofluencia. [26,27]

2.1.1.3.1 Endurecimiento por solución sólida

Este fenómeno se presenta cuando en una estructura cristalina homogénea, átomos o moléculas originales son substituidos por otros elementos sin cambiar la naturaleza de la estructura cristalina. La diferencia en el radio atómico de los elementos genera una expansión o contracción en la red cristalina con lo cual se generan esfuerzos de tensión o compresión en la red cristalina, respectivamente. Los elementos que participan en este mecanismo en las aleaciones avanzadas base níquel son el cobalto, hierro, cromo, molibdeno, tungsteno, vanadio, titanio y aluminio. La diferencia en el radio atómico entre el níquel y estos elementos es de 1 a 3% [14].

El endurecimiento por solución sólida se presenta en la matriz γ y dependiendo el elemento, puede contribuir a mejorar diversas propiedades en la aleación, como ya fue mencionado previamente en la Sección 2.1.1.2. Por ejemplo, el molibdeno expande la red cristalina y el cobalto la contrae, creando esfuerzos internos. La expansión afecta la diferencia en el parámetro de red de la matriz γ , y promoviendo la formación de precipitados [14]. Se ha demostrado que las fallas por apilamiento se reducen en presencia de elementos de endurecimiento por solución sólida. Con lo cual, se dificulta el deslizamiento de las dislocaciones a alta temperatura [24,28].

2.1.1.3.2 Endurecimiento por precipitación

En las secciones 2.1.1.1.1 y 2.1.1.2 se describen las propiedades y los elementos presentes en el precipitado γ' , el cual se forma por la precipitación del aluminio y titanio, con formula $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$, durante el proceso de envejecido [24], en la Sección 2.1.2.1 se

profundizará en el proceso térmico específico para el caso de estudio, la aleación Haynes 282©.

La precipitación de la fase γ' presenta una barrera a las dislocaciones, disminuyendo la velocidad de avance de las mismas dentro de la estructura cristalina, con lo cual se obtienen mejores propiedades a la termofluencia. El endurecimiento por precipitación de la fase γ' está relacionado a la fracción volumen γ/γ' y el tamaño de partícula [14,28].

La fracción volumen γ/γ' está directamente relacionada a la cantidad de elementos aleantes que promueven la formación de esta fase, tales como, aluminio, titanio, niobio y tántalo, conforme aumenta la cantidad de la fase γ' aumenta la resistencia a alta temperatura hasta un valor máximo cercano al 60% de la temperatura homóloga (T_m) [14].

El tamaño de partícula de la fase γ' representa el principal mecanismo de endurecimiento, la resistencia del material aumenta con el crecimiento del tamaño de partícula de esta fase. El crecimiento está en función del tiempo y la temperatura. Sin embargo, existe un tamaño de partícula máximo para γ' relacionado a una disminución en la resistencia mecánica del material. La resistencia va aumentando conforme se aumenta la cantidad de partículas y cambia a diferentes morfologías, anteriormente descritas. A pequeños diámetros, con morfología de esfera, las dislocaciones tratan de atravesar los precipitados, mientras más grandes sean, morfología cuboide por ejemplo, estas comienzan a rodear a los precipitados, la Figura 2.8 muestra el diámetro promedio de partícula en relación a la dureza en escala Vickers (HV) [9].

Las fases que pueden precipitar en la aleación dependen de la composición química y el tratamiento térmico realizado al material, esto con la finalidad de cumplir con las propiedades requeridas en operación, además, de la exposición del componente a temperaturas y tiempos de operación [10]. Los factores que pueden favorecer a un alto grado de endurecimiento en la aleación son: precipitados duros y aleatorios, un tamaño de partícula pequeño y en grandes cantidades, y morfologías redondas en lugar de agujas [21].

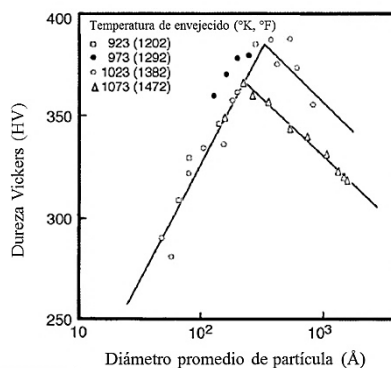


Figura 2.8 Grafica del diámetro promedio de partículas de la fase γ' con respecto a la dureza que presentan las aleaciones base níquel.

2.1.2 Aleación Haynes 282©

La aleación avanzada Haynes 282© es una aleación base níquel de endurecimiento por precipitación la cual es candidata en aplicaciones a alta temperatura, como lo son, turbinas de aviones y de generación eléctrica, componentes estructurales en la industria aeroespacial, turbinas de vapor e industria automotriz [18,29]. La combinación de propiedades que posee, como lo son, resistencia a la termofluencia, estabilidad térmica y química además de su buena maquinabilidad, la posicionan como una opción para sustituir una variedad de aleaciones avanzadas base níquel como lo son

la R-41, Waspaloy, Haynes 230 y 263. Esta aleación presenta una resistencia a la termofluencia a temperaturas entre 649 y 927°C, con lo cual, la colocan por encima de la Waspaloy y muy cerca del comportamiento de la aleación R-41 las cuales han sido utilizadas típicamente en aplicaciones de alta temperatura [13,30].

Es importante mencionar que el balance que presenta en la cantidad de fracción volumen de la fase γ' es fundamental para la resistencia a la termofluencia, maquinabilidad y soldabilidad que puede presentar esta aleación [19].

2.1.2.1 Microestructura de la Haynes 282©

La aleación Haynes 282© en su condición de tratamiento térmico presenta una microestructura con matriz “FCC” en fase γ , generalmente con tamaño de grano promedio entre 100 y 250 μm , y con una distribución uniforme de precipitados esféricos γ' con dimensiones aproximadas de 20 nm, carburos primarios MC y secundarios M_{23}C_6 distribuidos a través de los límites de grano así como intragranularmente. La Figura 2.9 presenta una imagen de la microestructura descrita. La Tabla 2.1 presenta los principales elementos aleantes y su función en la aleación [18,30].

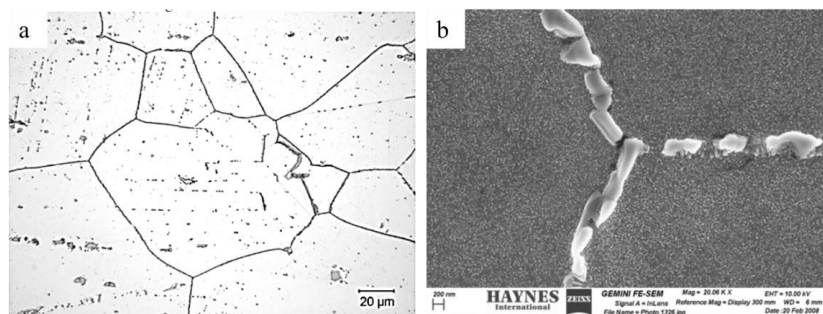


Figura 2.9 Micrografía de la microestructura de la Haynes 282, a) condición tratada térmicamente y b) precipitados esféricos de la fase γ' [18]

Tabla 2.1 Efectos de los elementos aleantes en la aleación avanzada Haynes 282 [18].

Elemento	Función
Titanio, Aluminio	Formación del precipitado γ'
Cromo, Titanio, Aluminio	Resistencia a la oxidación y corrosión a alta temperatura
Cobalto	Estabilidad a alta temperatura, control temperatura solvus γ'
Molibdeno	Endurecimiento por solución sólida y resistencia a termofluencia por la formación de carburos
Carbono, Boro	Aumento de propiedades mecánicas a través de la formación de carburos
Manganeso, Silicio	Resistencia a la oxidación y moldeo
Zirconio	Fortalecer los límites de grano

2.1.2.2 Tratamiento térmico de las aleaciones Haynes 282©

El tratamiento térmico de la aleación es proceso de tres pasos: un tratamiento térmico de solubilizado, estabilización de carburos y un tratamiento térmico de envejecido [7].

El tratamiento de solubilizado es llevado a cabo a una temperatura de entre 1121 a 1149°C con un enfriamiento rápido para regresar la aleación a una condición de ductilidad y maleabilidad después del proceso. El solubilizado disuelve el precipitado γ' y los carburos presentes en aleación, sin embargo pueden presentar trazas de carburos del tipo MC [30].

Los siguientes dos pasos son parte del proceso térmico de precipitación [11]. El proceso es por medio de dos tratamientos térmicos, el primero es mediante el calentamiento a 1010°C mantenido por dos horas y posteriormente enfriado al aire. En el primer paso, con la estabilización de carburos se obtiene un aumento en la resistencia a

la termofluencia y ductilidad a alta temperatura. En el segundo tratamiento, se realiza un calentamiento a 788°C por ocho horas seguido de un enfriamiento en aire. El resultado es la precipitación uniforme de partículas esféricas finas de γ' dispersas a través de la matriz γ [30].

2.1.2.3 Propiedades mecánicas

Las propiedades mecánicas son un tema importante en las aplicaciones aeroespaciales, por lo cual, se han realizado diversas investigaciones para evaluar las limitaciones que cada aleación presenta [13].

La aleación Haynes 282© presenta alta resistencia a la termofluencia comparada con la aleación R-41 y un valor de resistencia a la ruptura que excede a los presentados por la Waspaloy [18]. Por encima de 871°C, la Haynes 282© presenta mayor resistencia a la cedencia en comparación con la Waspaloy y con valores cercanos a la aleación R-41. La elongación a alta temperatura tiende a ser mayor con respecto a la aleación R-41, hasta llegar a la temperatura de ductilidad mínima (538 – 927°C) [30].

La propiedad de resistencia a la fatiga a bajos ciclos “*LCF*” (por sus siglas en inglés) se considera menor comparada con la de las aleaciones Waspaloy y R-41, respectivamente, y está muy por encima de la Haynes 263. Sin embargo, presenta un aumento en la resistencia a “*LCF*” conforme aumenta la temperatura hasta 816°C, temperatura donde esta propiedad en las otras aleaciones comienza a disminuir [18].

La estabilidad de la microestructura durante la exposición a alta temperatura por tiempos prolongados tiene efectos considerables en las propiedades del material. Se han realizado estudios donde la aleación Haynes 282© es sometida a alta temperatura (760°C) en tiempos prolongados (1000 horas), para después realizar pruebas de tensión para observar el efecto de la temperatura en la ductilidad de la aleación. Los valores obtenidos por la Haynes 282© fueron superiores en comparación con la Waspaloy, R-41 y 263, ya que, solo la Haynes 282© presentó un aumento en la ductilidad, mientras las demás presentaron una disminución en esta propiedad [18,19,31].

2.1.3 Aleaciones intermetálicas avanzadas base TiAl

La necesidad por desarrollar equipos de conversión de energía con mayor eficiencia y compatibilidad ecológica está latente, lo que ha llevado a que los diseños se basen en conceptos como la relación potencia–peso, mayor temperatura de servicio, materiales más ligeros y mayor velocidad de operación. Con esta primicia, se han desarrollado nuevas aleaciones como las TiAl, basadas en las fases intermetálicas γ -(TiAl) y α_2 -(Ti₃Al) que son una respuesta potencial a los requerimientos actuales [4].

La densidad que presentan las aleaciones base γ -TiAl es menor con respecto a las aleaciones base titanio, esto se debe, a la gran cantidad de aluminio presente en la aleación lo cual mejora la resistencia a la corrosión [4]. La velocidad de difusión del titanio y aluminio en las fases γ -TiAl y α_2 -Ti₃Al, es menor en comparación a las fases α -Ti, β -Ti y Al₃Ti, lo cual incrementa la estabilidad microestructural y mejora las propiedades a alta temperatura [32].

Las aleaciones intermetálicas γ -TiAl presentan buenas propiedades físicas, como alto punto de fusión, baja densidad, alto módulo elástico y estabilidad microestructural. La principal razón es el fuerte enlace entre los elementos intermetálicos y la alta temperatura de ordenamiento (T_c) de la aleación [4].

El ordenamiento por otra parte puede tener consecuencias negativas. Como se explicará a continuación, los intermetálicos presentes en la aleación son fases duras y frágiles con poca tenacidad a temperatura ambiente. Por lo cual, es importante tener en cuenta escenarios de aplicaciones estructurales. Respecto a la dureza del material, esta puede ser controlada mediante o durante los procesos de fabricación [33].

2.1.3.1 Microestructura de las aleaciones avanzadas base TiAl

Las aleaciones avanzadas base γ -TiAl están basadas en el diagrama binario Ti–Al (Figura 2.10) el cual tiene una gran variedad de fases intermetálicas, las cuales son, Ti_3Al , $TiAl$, $TiAl_2$ y $TiAl_3$ [14]. Sin embargo, la investigación se ha concentrado en desarrollar aleaciones con la combinación de dos fases particularmente γ -(TiAl) y α_2 -(Ti_3Al), las cuales, como se mencionó anteriormente, tienen el potencial de cumplir con aplicaciones de alto desempeño ingenieril [5,15]. Existe un tercer compuesto intermetálico que puede presentarse si existen cantidades considerables de niobio y tiene estequiometría Ti_2AlNb con estructura cristalina ortorrómbica [14].

2.1.3.1.1 Fase α_2 -Ti₃Al

La fase intermetálica α_2 -Ti₃Al presenta una estructura cristalina hexagonal ordenada D0₁₉ (Figura 2.11a), existe en sistemas con concentraciones entre 22–39% atómico de aluminio [34] y permanece estable hasta 1180°C con contenido de 32% atómico de aluminio, por encima de esta cantidad transforma a una estructura desordenada hexagonal compacta “HCP”. Las aleaciones base α_2 desarrolladas en la actualidad consisten en dos fases, matriz fase α_2 -Ti₃Al y β -Ti. La fase β -Ti tiene estructura cristalina desordenada cubica centrada en el cuerpo “BCC” con un contenido 0–47.5% atómico de aluminio [34]. Aleaciones compuestas de ambas fases, pueden presentar un aumento de casi el doble en la resistencia de la aleación en comparación con aleaciones que contienen únicamente la fase α_2 [14].

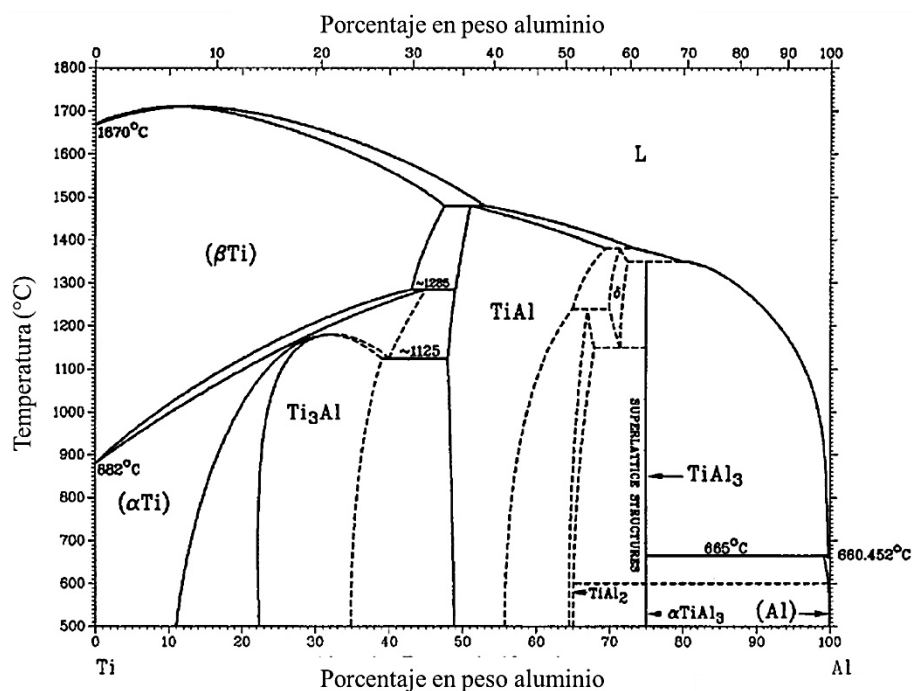


Figura 2.10 Diagrama binario Ti–Al [4].

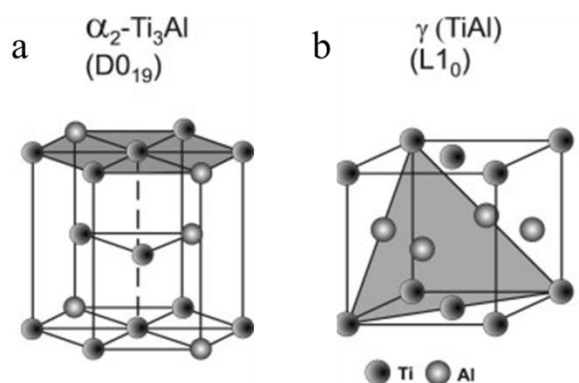


Figura 2.11 Estructuras cristalinas de aleaciones Ti–Al a) fase $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ y b) $\gamma\text{-TiAl}$ [4].

Para obtener una fase estable $\beta\text{-Ti}$ se requiere de elementos aleantes principales, por ejemplo, molibdeno, cromo o tántalo [14], en combinación con niobio que debe estar en concentraciones entre 11–18% atómico. Añadir niobio en la aleación, cuidando la concentración del aluminio, mejora las propiedades mecánicas y resistencia a la oxidación de la aleación, sin embargo, altas concentraciones incrementan la sensibilidad a la termofluencia. Se puede realizar la adición de más elementos aleantes para mejorar el desempeño y obtener las propiedades deseadas. No obstante, se debe tener especial cuidado en mantener la microestructura de la aleación [4].

2.1.3.1.2 Fase $\gamma\text{-TiAl}$

La fase $\gamma\text{-TiAl}$ tienen una estructura tetragonal centrada en las caras “FTC” L1₀ (Figura 2.11b). El enlace que presenta este intermetálico entre el aluminio y titanio es fuerte, ocasionando el desarrollo de un material frágil y difícil de deformar. Por otra parte, cuando el material se expone a altas temperaturas la fuerza del enlace favorece a propiedades como estabilidad microestructural, termofluencia y resistencia. Durante la exposición a alta temperatura la propiedad de la termofluencia es controlada por la velocidad de difusión, por lo que requiere una alta energía de activación para difundir a

través del enlace Ti-Al. Esta barrera energética provee al material de rigidez en un amplio rango de temperaturas [35].

La fase γ -TiAl existe en composiciones que contienen desde un 40 a un 69.5% atómico de aluminio [4], cuando la aleación es no-estequiométrica, el exceso de átomos de titanio y aluminio intercambian posiciones con otros átomos para evitar la generación de vacancias en la estructura cristalina. Se han desarrollado dos diferentes microestructuras de las aleaciones γ -TiAl, una con sola fase γ -TiAl o $\gamma+\alpha_2$ [36]. Para aplicaciones en ingeniería el material utilizado es la aleación con la combinación de ambas fases $\gamma+\alpha_2$, con una fracción volumen de hasta 20% α_2 y contenido de aluminio entre 45–48% atómico [14]. Elementos aleantes como, vanadio, cromo, manganeso, niobio, tántalo, tungsteno o molibdeno pueden estar presentes en concentraciones entre 1 y 10% atómico. Propiedades como la ductilidad y resistencia dependen de la composición química, tratamiento térmico y mecánico de la aleación [37].

El interés en el desarrollo de las aleaciones TiAl surge, como se mencionó anteriormente, en obtener sistemas que permitan aumentar la relación potencia–peso en la industria aeronáutica y automotriz. Esto, se desea alcanzar teniendo como objetivo primordial el disminuir el peso de los componentes e incrementando, al mismo tiempo, las propiedades a alta temperatura [5,15]. Muchas investigaciones se han centrado en desarrollar aleaciones base γ -TiAl que cumplan con las propiedades necesarias en operación. Ejemplos de estas aleaciones son, la Ti-(34-49)Al-(5-10)Nb-(2-5)Cr y Ti-(45-48)Al-(5-10)Nb-(0.1-1)C [34,38].

2.1.3.2 Aleaciones avanzadas base γ -TiAl

En las aleaciones avanzadas base γ -TiAl la concentración de aluminio puede estar de un 46 a un 52% atómico con sistema de una fase γ -TiAl, así como también, un sistema de dos fases $\gamma+\alpha_2$ [14]. Ambos sistemas pueden combinarse para obtener diferentes microestructuras características de la aleación. Estas pueden ser estructura laminar, casi laminar, dúplex, pseudo-dúplex o casi laminar y equiaxial, las cuales dependen del tratamiento térmico y la velocidad del enfriamiento (Figura 2.12) [15,39].

2.1.3.2.1 Microestructura tipo equiaxial

La microestructura equiaxial consiste en una sola fase γ -TiAl, está formada por pequeños granos equiaxiales. Dicha microestructura tiene propiedades mecánicas importantes como los son, alto módulo de elasticidad y altas propiedades a alta temperatura aún y cuando presenta baja densidad. Por otra parte, a temperatura ambiente presenta baja tenacidad a la fractura y ductilidad. Debido a la fragilidad que presente no es apta para aplicaciones estructurales [4].

Esta microestructura se presenta en aleaciones donde la cantidad de titanio y aluminio son iguales. La obtención de una microestructura tipo equiaxial se logra mediante el control de la concentración de aluminio en la aleación (>52% atómico), para cantidades menores se puede obtener mediante el tratamiento térmico. La Figura 2.12a es un ejemplo de la microestructura equiaxial de la aleación Ti-46.5Al-4(Cr, Nb, Ta) [4].

2.1.3.2.2 Microestructura tipo laminar

En la Figura 2.12b se presenta un ejemplo de una microestructura completamente laminar de la aleación Ti-47Al-2Nb-2Cr-0.2B solubilizada a 1370°C durante una hora enfriada al aire y posteriormente seis horas a 900°C enfriada en él horno [33]. Esta microestructura consiste en laminillas de fase γ y α_2 alternadas apiladas hasta formar granos. La estructura laminar presenta buenas propiedades de ductilidad debido a la distancia que existe entre las laminillas de la microestructura. Así mismo, puede presentar maclas y dislocaciones entre la interfaz de la laminillas [4].

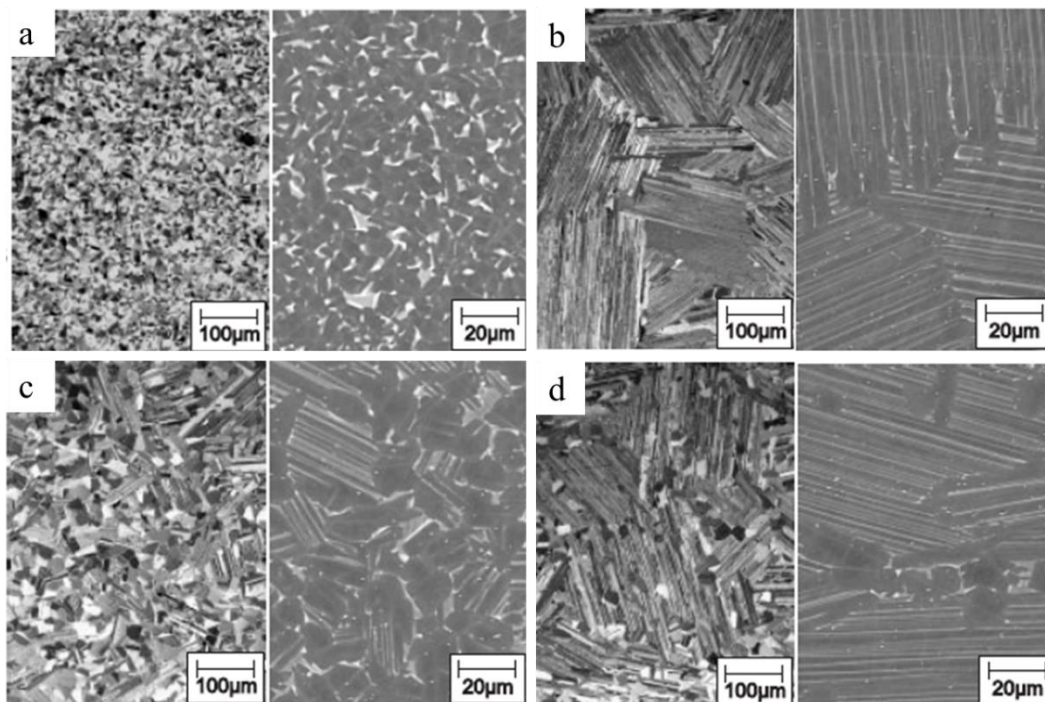


Figura 2.12 Micrografías de las diferentes microestructuras presentes en la aleación base γ -TiAl, a) equiaxial, b) completamente laminar, c) dúplex y d) casi laminar [4].

Las dislocaciones y maclas aumentan la resistencia a alta temperatura, tenacidad a la fractura y termofluencia. La desventaja de aleaciones que presentan este tipo de

microestructura es que experimentan fragilidad a temperatura ambiente, no obstante, su resistencia es mayor comparada con la de aleaciones que presentan microestructura del tipo equiaxial [33]. Microestructuras laminares con tamaño de grano fino (10–30 μm) han reportado excelentes propiedades mecánicas [40].

2.1.3.2.3 Microestructura tipo dúplex

Las microestructuras antes mencionadas, equiaxial y laminar, presentan fragilidad a temperatura ambiente, por lo cual, no son aptas para aplicaciones estructurales. La microestructura dúplex es una mezcla de granos equiaxiales γ y colonias laminares γ/α_2 [4], la Figura 2.12c muestra un ejemplo. La presencia de ambas fases en la microestructura favorece a las propiedades mecánicas debido a la mezcla de ambas. Propiedades como espacio laminar, espesor de las laminillas, fracción volumen y tamaño de grano de las fases influyen directamente en las propiedades mecánicas [36]. Es por ello la intención de utilizar este tipo de aleaciones en aplicaciones estructurales [41].

La formación de la microestructura dúplex depende de dos factores, la composición química y el tratamiento térmico aplicado a la aleación. La composición química debe tener una concentración de aluminio de 45–51% atómico, para que puedan coexistir ambas fases γ y α_2 , esto a partir del diagrama de fases Ti–Al presentado anteriormente (Figura 2.9). Los ciclos térmicos deben ser precisos para cada aleación [8].

La coexistencia de ambas fases en la microestructura, promueve un aumento en las propiedades mecánicas. La microestructura laminar inmersa en granos equiaxiales γ

aumenta la ductilidad de la aleación, esto, debido a la interacción de los límites de granos entre ambas. Además de la ductilidad, propiedades como termofluencia, tenacidad a la fractura y resistencia a alta temperatura pueden incrementarse con la adición de la microestructura laminar [34]. Se ha reportado que aleaciones con fracción volumen de 30% de la fase γ/α_2 dispersa en una matriz equiaxial γ presentan las mejores propiedades mecánicas [8].

2.1.3.2.4 Composición química

Los elementos microaleantes en las aleaciones base γ -TiAl forman parte importante en el desempeño en servicio. Investigaciones recientes han encontrado los beneficios y/o desventajas en diversas propiedades mecánicas [42–44]. La Tabla 2.2 muestra la función de cada uno.

Tabla 2.2 Efectos de los elementos aleantes en las aleaciones avanzadas γ -TiAl [42–43].

Elemento	Concentración (% at)	Función
Cromo, manganeso y vanadio	0.1 – 2%	Mejoran la ductilidad
Cromo y niobio	1 – 2%	Resistencia a la oxidación y corrosión a alta temperatura
Tungsteno, molibdeno, silicio y carbono	0.2 – 2%	Aumento en la termofluencia
Boro	0.2 – 2%	Refinador de grano y estabilidad microestructural a alta temperatura, puede formar boruros de titanio TiB_2
Aluminio	↓	Incrementa la resistencia, reduce la ductilidad y resistencia a la oxidación

2.1.3.3 Mecanismos de endurecimiento

Las aleaciones γ -TiAl pueden mejorar las propiedades mecánicas a través de mecanismos de endurecimiento los cuales, al igual de las aleaciones avanzadas base níquel, son mediante precipitación y solución sólida [4]. Sin embargo, es importante no comprometer las propiedades a baja temperatura ductilidad y tenacidad [33].

2.1.3.3.1 Endurecimiento por solución sólida

El principio del mecanismo por solución sólida explicado en la Sección 2.1.1.3.1 es similar al presentado en la aleaciones γ -TiAl, donde la adición de elementos como el niobio en concentraciones de 5–10% atómico aumentan la resistencia del material, este fenómeno se ha visto presente en aleaciones con altos contenidos de niobio y titanio, la diferencia de radios atómicos entre ambos elementos de 0.2% hace posible este mecanismo de endurecimiento [4]. Estudios de MEB han demostrado que el aumento en fracción volumen y refinamiento de las colonias γ/α_2 aumenta la densidad de límites de grano, con lo cual, se limitan los mecanismos de deslizamiento de dislocaciones y maclas. Este fenómeno favorece el desarrollo de propiedades mecánicas aceptables, como lo son, deformación a alta temperatura y resistencia a la termofluencia [37].

2.1.3.3.2 Endurecimiento por precipitación

La precipitación de partículas como óxidos, nitratos, siliciuros y carburos puede favorecer propiedades como resistencia y termofluencia [4].

La resistencia y termofluencia dependen en gran medida de la distribución y tamaño de las partículas en la aleación, esto puede ser alcanzado mediante procesos de homogenización y envejecimiento. Chen y *col*, realizaron estudios en aleaciones dopadas con carbono, como Ti-48.5Al-(0.02-0.4)C, expuesta a diferentes tratamientos térmicos, solubilizado a 1250°C, envejecido a 750°C y templado, obteniendo una microestructura con precipitados Ti_3AlC con morfología laminar, favoreciendo las propiedades mecánicas [4].

2.1.4 Aleación Ti-45Al-8Nb-0.17C

La aleación Ti-45Al-8Nb-0.2C es una aleación base γ -TiAl de endurecimiento por precipitación la cuál es prospecto para aplicaciones a media–alta temperatura (450–750°C), tales como, componentes en turbinas de gas, válvulas de motores y turbo cargadores, componentes estructurales sometidos alta temperatura, aplicaciones aeroespaciales, entre otros [5,41]. Presenta baja densidad ($\sim 4.2 \text{ gr/cm}^3$), alto punto de fusión, elevado esfuerzo específico, una resistencia a la corrosión y oxidación a alta temperatura aceptables, y resistencia a la termofluencia a alta temperatura la colocan como una aleación potencial en aplicaciones donde la relación potencia–peso son indispensables [45,44].

Aleaciones comerciales como Ti-6Al-4V, Ti-5Al-2.5Sn, Ti-6242, son utilizadas en motores de aviones como componentes del ventilador y la partes del compresor, en turbinas de aviones en el disco del compresor y ventilador, sin embargo las aplicaciones para estas aleaciones se mantiene por debajo de 500°C por lo cual requieren un recubrimiento normalmente del tipo cerámico para cumplir con las propiedades requeridas por el diseño [46]. Las aleaciones intermetálicas avanzadas base γ -TiAl

pueden cumplir con los requisitos a alta temperatura en aplicaciones donde las propiedades de las aleaciones Ti–Al resultan insuficientes [47].

2.1.4.1 Microestructura de Ti-45Al-8Nb-0.2C

La aleación en condición tratada térmicamente presenta una microestructura dúplex con colonias de microestructura laminar γ/α_2 (gris claro), granos finos de la fase γ (gris oscuro) y trazas de la fase β -Ti con morfología de aguja y globular (zonas oscuras), la Figura 2.13 muestra un ejemplo de la microestructura [4]. La aleación se fabrica mediante el proceso de forja en caliente y posteriormente se realizan tratamientos térmicos para obtener la microestructura deseada [34,42].

2.1.4.2 Tratamiento térmico

El tratamiento térmico de la aleación base γ -TiAl consiste en dos pasos: un proceso térmico de precipitación o estabilización de la microestructura y posteriormente un solubilizado para obtener una microestructura dúplex estable [8].

El tratamiento térmico de precipitación se realiza en la región $\alpha+\gamma$, en el rango de temperaturas 1160–1175°C y posteriormente reciben un enfriamiento al aire, el objetivo es la sobresaturación de la fase α , disolver la microestructura casi-laminar producto del proceso forja o de colada [34], y obtener una estructura dúplex compuesta por granos γ y colonias finas de γ/α_2 con fracción volumen aproximada 30%. Conforme más rápido sea el enfriamiento se pueden obtener una mayor cantidad de fracción volumen de colonias con una distancia menor entre las laminillas [4].

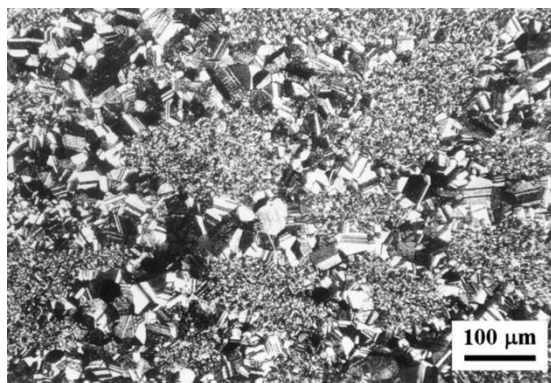


Figura 2.13 Micrografía de la aleación Ti-45Al-8Nb [4]

Posteriormente la aleación es solubilizada en el rango de 850–900°C y enfriada en el horno, para promover un aumento en el tamaño de la fase γ a partir de las colonias γ/α_2 y disminuir la fase β_0 . La microestructura resulta en una combinación de granos de fase γ con un diámetro promedio de 6.5 μm y colonias γ/α_2 con dimensiones de 150 μm largo y 30 μm de espesor [8].

2.1.4.3 Propiedades mecánicas

Esta aleación posee el balance de propiedades mecánicas necesarias para aplicaciones de partes rotatorias en turbinas, válvulas en motores de combustión, componentes de amortiguadores y turbo-cargadores.

Estudios realizados por Klocke y *col*, han demostrado la posible aplicación de aleaciones γ -TiAl en la zona de baja presión en turbinas y el compresor reemplazando a la aleación Inconel 718 en industria de turbo-maquinaria. Propiedades como fatiga a altos ciclos específico se mostraron superiores en comparación con la Inconel 718, sin

embargo, su fragilidad las coloca en componentes de turbo-cargadores en la industria automotriz [47], así como válvulas y bielas en los motores [5].

Estudios de degradación a alta temperatura (760–927°C) isotérmicos y cíclicos realizados por Yoshihara [48] y Kartavykh [15] en aleaciones TiAl y γ -TiAl revelan una mayor resistencia a la oxidación por parte de las aleaciones avanzadas presentando capas de óxido ~50% más delgadas, incluso con contenidos de niobio por debajo de 1% atómico.

Propiedades como tenacidad a la fractura y resistencia al crecimiento de grieta a temperatura ambiente dependen de la microestructura, Campbell encontró relación entre la presencia de la microestructura equiaxial y el crecimiento de grietas en las aleaciones, siendo la microestructura laminar la que presentó mejores propiedades [33].

Estudios de vida a la fatiga y crecimiento de grieta γ -TiAl con diferente microestructura, completamente laminar y dúplex dopada con partículas de TiB_2 , demostraron mejores propiedades de resistencia a la nucleación de grietas y menor umbral al crecimiento de grietas de la microestructura dúplex dopada, con respecto a la completamente laminar [49], siendo una posible la aplicación en álabes de turbinas a gas de aleaciones γ -TiAl con microestructura dúplex.

La adición de niobio en aleaciones como Ti-45Al-5Nb presentan un aumento en la resistencia a la oxidación y un esfuerzo a la cedencia cerca de 800 MPa, valor por encima de los obtenidos por aleaciones convencionales como Ti-47Al-2Cr-0.2Si [4], con lo cual puede ser apta para aplicaciones estructurales [41]

Referencias

1. W. Betteridge y S.W.S. Shaw, "Develop of superalloys", Material Science and Technology, Vol. 3, 1987, pp 682-694.
2. B. Geddes, H. Leon y X. Huang, "Superalloys", ASM International, 2010.
3. R.C. Reed, "The superalloys, fundamental and applications", 1st ed, Cambridge, 2006.
4. C. Leyens y M. Peters, "Titanium and titanium alloys, Fundaments and Applications", Wiley-VCH Verlag GmbH, 2003.
5. A.K. Sachdev, "Titanium for Automotive Applications: Challenges and Opportunities in Material and Processing", JOM, Vol. 64, 2012, pp 553-565.
6. T. Noda, "Applications of cast gamma TiAl for automobiles", Intermetallics, Vol. 6, 1998, pp. 709-713.
7. "HAYNES 282 Alloy", High-Temperatures alloy, Haynes International.
8. E. Schwaighofer, H. Clemens, S. Mayer, J. Lindemann, J. Klose, W. Smarsly y V. Güther, "Microstructural desing and mechanical properties of a cast and heat treated intermetallic multi-phase gamma-TiAl based alloy", Intermetallics, Vol. 44, 2014, pp 128-140.
9. M.J. Donachie y S.J. Donachie, "Superalloys: a Technical Guide", 2nd ed, ASM International, 2002.
10. K. Singh, "Advanced Materials for Land Based Gas Turbines", Trans Indian Inst Met, Vol. 67, 2014, pp 601-615.
11. M. Durand-Charre, "The microstructure of Superalloys", Gordon and Breach Science Publishers, Amsterdam, 1997, pp. 1-124.
12. A.M. Beltran, "Cobalt-Base Alloys", Superalloys II, Johm Wiley & Sons, 1987, pp. 135-163.
13. T.M. Pollock y S. Tin, "Nickel-based superalloys for advanced turbine engines: Chemistry, microstructure, and properties", J. Propul. Power, Vol. 22, 2006, pp 361-374.
14. R. Nunes, "Handbook Properties and selection: Nonferrous Alloys and Special-purpose Materials", Volume 2, ASM international, 1990.

15. A.V. Kastavykh, S.D. Kaloshkin, V.V. Cherdyntsev, M.V. Gorshenkov, T.A. Sviridova, Y.V. Borisova, F.S. Senatoy y A.V. Maksimkin, "Applications of Microstructured Intermetallides in Turbine Manufacture. Problems in Development of heat treatment alloys based on TiAl", *Inorganic Materials: Applied Research*, Vol. 4, 203, pp 36-45.
16. R.M. Imayev, V.M. Imayev, M. Oehring y F. Appel, "Alloy desing concepts for refined gamma titanium aluminide based alloys", *Intermetallics*, Vol. 15, 2007, pp 451-460.
17. S.Y. Lee, Y.L. Lu, P.K. Liaw, H. Choo, S.A. Thompson, J.W. Blust, P.F. Browning, A.K. Bhattacharya, J.M. Aurrecoechea y D.L. Klarstrom, "High-temperature tensile-hold crack-growth behavior of Hastelloy X alloy compared to Haynes 188 and Haynes 230 alloys", *Mech Time-Depend Mater*, Vol. 12, 2008, pp 31-44.
18. L.M. Pike, "Development of a fabricable gama-prime strengthened superalloy", *The Mineral, Metals and Materials Society, Superalloys*, 2008, pp 191-200.
19. J. Caron y Lee Pike, "Weldability of Haynes 282 superalloy after long-term thermal exposure", *MATEC Web of Conference* 14, 2014.
20. W.C. Hagel, "Superalloys II: High Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power", 1st ed, Wiley-Interscience, 1987.
21. J.X. Yang, Q. Zheng, X.F. Sun, H.R. Guan y Z.Q. Hu, "Topologically close-packed phase precipitation in a nickel-based superalloy during thermal exposure", *Mater. Sci. Eng., A*, Vol. 465, 2007, pp 100-108.
22. J.G. Yoon, H.W. Jeong, Y.S. Yoo y H.U. Hong, "Influence of initial microstructure on creep deformation behaviors and fracture characteristics of Haynes 230 superalloy at 900°C", *Mater. Charact.*, Vol. 101, 2015, pp 49-57.
23. Y. Murata, R. Hashizume, A. Yoshinari, N. Aoki, M. Morinaga y Y. Fukui, "Alloying Effects on Surface Stability and Creep Strength of Nickel Based Single Crystal Superalloys containig 12mas%Cr", *Superalloys 2000*, 2000, pp 285-294.
24. C.T. Sims, "Superalloys: Genesis and Character", *Superalloys II*, John Wiley & Sons, 1987, pp. 3-26.
25. T. Chludzinski, "The effect of forging temperature on the carbide precipitation and ductility of Haynes 230 Nickel-based superalloy", *Universidad Politecnica Estatal de California, Estados Unidos, Tesis Doctoral*, 2012.
26. A. Rusinko y K. Rusinko, "Plasticity and Creep of Metals", 1st ed, Springer-Verlag, 2011.

27. C.J. Boehlert y S.C. Longanbach, "A comparison of the microstructure and creep behavior of cold rolled Haynes 230 alloy and Haynes 282 alloy", *Mater. Sci. Eng.*, A528, 2011, pp 4888-4898.
28. R.W. Kozar, A. Suzuki, W.W. Milligan, J.J. Schirra, M.F. Savage y T.M. Pollock, "Strengthening Mechanisms in Polycrystalline Multimodal Nickel-Based Superalloy", *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 40A, 2009, pp 1588-1603.
29. F.A. Pérez-González, N.F. Garza-Montes-de-Oca, y R. Colás, "High Temperature Oxidation of the Haynes 282 Nickel-Based Superalloy", *Oxid Met*, Vol. 82, 2014, pp 145-161.
30. L.M. Pike, "Haynes 282 alloy: A New Wrought Superalloy Designed for Improved Creep Strength and Fabricability", *ASME turbo Expo 2006: Power for Land, Sea and Air*, Vol. 4 2008, pp 1031-1039.
31. R.A. Buckson y O.A. Ojo, "Cyclic deformation characteristics and fatigue crack growth behavior of newly developed aerospace superalloy Haynes 282", *Mater. Sci. Eng., A*, Vol. 555, 2012, pp 63-70.
32. A.R. Rastkar y B. Shokri, "A multi-step process of oxygen diffusion to improve the wear performance of a gamma-based titanium aluminide", *Wear*, Vol. 264, pp 973-979.
33. J.B. Campbell, K.T. Venkateswara Rao y R.O. Ritchie, "The effect of microstructure on fracture toughness and fatigue crack growth behavior in gamma-titanium aluminide based intermetallic", *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 30A, 1999, pp 563-577.
34. M. Takeyama y S. Kobayashi, "Physical metallurgy for wrought gamma titanium aluminides, Microstructure control through phase transformations", *Intermetallics*, Vol. 13, 2005, pp 993-999.
35. J. Xia, H. Dong y T. Bell, "Surface properties of a gamma-based titanium aluminide at elevated temperatures", *Intermetallics*, Vol. 10, 2002, 723-729.
36. K. Kothari, R. Radhakrishnan, N.M. Wereley y T.S. Sudarshan, "Microstructure and mechanical properties of gamma titanium aluminides", *Powder Metallurgy*, Vol. 50, 2007, pp 21-27.
37. X.F. Ding, J. Lin, L. Zhang y G. Chen, "Effects of heat treatment on microstructure of directionally solidified Ti-45Al-8Nb-(W, B, Y) alloy", *Trans. Nonferrous Met. soc. China*, Vol. 21, 2011, pp 26-31.

38. K. Miyoshi, B.A. Lerch y S.L. Draper, "Fretting wear of Ti-48Al-2Cr-2Nb", *Tribology International*, vol. 36, 2003, pp 145-153.
39. F. Kong, Y. Chen y F. Yang, "Effect of the heat treatment on microstructures and tensile properties of as-forged Ti-45Al-5Nb-0.3Y alloy", *Intermetallics*, Vol. 19, 2011, pp 212-216.
40. J.N. Wang, J. Yang, Q. Xia y Y. Wang, "On the grain size refinement of TiAl alloys by cyclic heat treatment", *Mater. Sci. Eng., A*, Vol. A329-331, 2002, pp 118-123.
41. E.A. Loria, "Gamma titanium aluminides as prospective structural materials", *Intermetallics*, Vol. 8, 2000, pp 1339-1345.
42. V.M. Imaev, R.M. Imaev, T.I. Oleneva y T.G. Khismatullin, "Microstructure and Mechanical Properties of the Intermetallic Alloy Ti-45Al-6(Nb, Mo)-0.2B", *The Physics of Metals and Metallography*, Vol. 106, 2008, pp 641-648.
43. X.F. Ding, J.P. Lin, L.Q. Zhang, X.P. Song y G.L. Chen, "Microstructures and mechanical properties of directionally solidified Ti-45Al-8Nb-(W, B, Y) alloys", *Mater. Des.*, Vol. 32, 2011, pp 395-400.
44. Z. Du, K. Zhang, S. Jiang, R. Zhu y S. Li, "High Temperature Mechanical Behavior of Ti-45Al-8Nb and its Cavity Evolution in Deformation", *J. Mater. Eng. Perform.*, Vol. 24, 2015, pp 3746-3754.
45. J.W. Fergus, "Review of the effect of alloy composition on the growth rates of scales during oxidation of gamma titanium aluminide alloys", *Mater. Sci. Eng., A*, Vol. 338, 2002, pp 108-125.
46. A. Ebach-Stahl, C. Eilers, N. Laska y R. Braun, "Cyclic behaviour of the titanium alloys Ti-6242 and Ti-17 with Ti-Al-Cr-Y coatings at 600 and 700°C in air", *Surf. Coat. Technol.*, Vol. 223, 2013, pp 24-31.
47. F. Klocke, T. Herrig, M. Zeis, M. Holsten y A. Link, "Results of Surface Integrity and Fatigue Study of PECM and PEO processed g-TiAl for Turbine Applications", *Procedia CIRP*, Vol. 42, 2016, pp 131-136..
48. M. Yoshihara y Y.W. Kim, "Oxidation behavior of gamma alloys designed for high temperatures applications", *Intermetallics*, Vol. 13, 2005, pp 952-958.
49. J.J. Kruzic, J.P. Campbell y R.O. Ritchie, "On the Fatigue Behavior of Gamma-Based Titanium aluminides: Role of Small Cracks", *Acta mater.*, Vol. 47, 1999, pp 801-816.

CAPÍTULO 3

DESGASTE

3.1 Fricción y desgaste

El desgaste puede ser definido como, el proceso en el cual dos materiales en contacto mecánico sufren daño superficial después de ser sometidos a condiciones de trabajo o movimiento relativo [1]. Generalmente el daño se presenta en la superficie de contacto y en muchas ocasiones por debajo de las superficies. El resultado del desgaste es la pérdida de material en la superficie, si el proceso continúa, el material removido puede ser desplazado, trasferido a la otra superficie o romperse en partículas abrasivas y quedar atrapado entre las dos superficies [2]. Variables como carga aplicada, presión de contacto, rugosidad de las superficies, distancia recorrida, velocidad, temperatura, dureza, tenacidad y módulo elástico de los materiales son factores que afectan el comportamiento al desgaste del sistema tribológico.

Los tipos de desgaste pueden dividirse principalmente en: desgaste adhesivo, abrasivo, delaminación, por fatiga, reciprocante, por erosión, corrosión y por oxidación. En la Tabla 3.1 se enlistan los diferentes tipos de desgaste, definiciones y características

de cada uno [2]. En breve, se describirán los mecanismos de fricción y desgaste presentes en esta investigación.

Tabla 3.1 Diversos mecanismos de desgaste, definición y características.

Mecanismo	Definición	Características
Adhesión	Desgaste debido a la transferencia de material de una de las superficies de contacto a la otra provocado por el desprendimiento de las asperezas.	Transferencia de material, parches de material, esfuerzo cortante.
Abrasión	Desgaste debido a partículas duras o relieves deslizados sobre una superficie suave.	Arado, formación de partículas y desprendimiento.
Delaminación	Desgaste debido al desprendimiento de laminillas formadas por debajo de la superficie de contacto	Deformación plástica, nucleación y propagación de grietas.
Erosión	Desgaste debido a la interacción entre una superficie sólida y un fluido o partículas.	Angulo de incidencia, deformación por debajo de la superficie, nucleación y propagación de grietas.
Reciprocante	Desgaste debido al movimiento tangencial oscilatorio de baja amplitud entre dos superficies	Amplitud del desplazamiento relativo y retención de las partículas abrasivas
Fatiga	Desgaste debido a la fractura generada por la superficie dañada	Cargas cíclicas y propagación de fracturas por fatiga
Corrosivo/oxidativo	Desgaste provocado por la atmósfera corrosiva/oxidante durante el desplazamiento relativo de las superficies	Formación de capa de óxido o productos de corrosión débil y mecánicamente incompatible.

Es importante mencionar que la fricción es la resistencia al movimiento entre dos cuerpos durante el desplazamiento, ya sea en condiciones de deslizamiento o rodadura, de dos cuerpos con movimiento relativo tangencial. La fricción es considerada como el principal fenómeno responsable de los diferentes tipos de desgaste entre dos cuerpos con contacto mecánico [1].

3.2 Coeficiente de fricción

De acuerdo con la teoría desarrollada por Bowden y Tabor, se considera al coeficiente de fricción como el resultado de la suma de dos componentes, uno de adhesión y otro de arado, las cuales son independientes entre sí [3],

$$\mu = \mu_a + \mu_p \quad (\text{Ec. 3.1})$$

donde μ_a es la componente de fricción por adhesión y μ_p es la componente de fricción por arado. La componente de adhesión (μ_a) depende del par tribológico, la lubricación y el área de contacto, mientras, la componente de arado (μ_p) depende del grado de deformación plástica debido a la rugosidad entre ambas superficies.

3.2.1 Componente de adhesión

Si se considera un contacto mecánico entre dos componentes libres de contaminación, el contacto será entre las asperezas de ambas partes, con lo cual el área real será muy pequeña. La fuerza ejercida será aplicada en un área pequeña, obteniendo una presión de contacto lo suficientemente grande para producir deformación plástica, lo cual, ocasiona un aumento en el área real de contacto suficiente para soportar la carga.

La fuerza de fricción (F) depende del esfuerzo cortante (S) resultado de la adhesión de ambas superficies. Si la componente adhesiva domina el comportamiento de la fricción, el coeficiente de fricción (μ) puede calcularse a partir de la razón del

esfuerzo cortante (S) de la superficie de contacto y la dureza del material suave (H) del par tribológico [2].

$$\mu = \frac{F}{W} = \frac{S}{H} \quad (\text{Ec. 3.2})$$

3.2.2 Componente de arado

En desgaste por abrasión, la componente que arado controla la fricción por encima de la adhesiva. El arado ocurre cuando, en un sistema tribológico las asperezas del material duro penetran al material suave y generan una huella por deformación plástica en éste [2].

El coeficiente de fricción, cuando la componente de arado domina el comportamiento de la fricción, es calculado mediante el semi-ángulo de las asperezas que entran en contacto con la superficie plana del material suave [1].

3.3 Mecanismos de desgaste

Los mecanismos de desgaste que presentan los sistemas tribológicos pueden ser la combinación de varios tipos de desgaste, en esta investigación se encontraron diferentes mecanismos de desgaste en cada sistema tribológico, por lo tanto se discutirán estos tipos principalmente.

3.3.1 Desgaste metálico-plástico

El mecanismo por desgaste metálico o controlado por la deformación plástica, se presenta en sistemas tribológicos donde existe una gran cantidad de deformación plástica sin la presencia de óxido en las superficies de contacto, autores como Archard y Suh lo relacionan directamente al efecto de la fuerza de fricción [4,5]. Los tipos de desgaste presentes en este mecanismo son principalmente la adhesión y delaminación. Autores como Hutchings, señalan la existencia de desgaste por abrasión debido a los fragmentos metálicos formados por el desgaste por delaminación [6].

El desgaste metálico sigue la teoría propuesta por Archard [6], la cual derivó en la teoría de desgaste adhesivo tomando en cuenta la distancia recorrida

$$Q = K \frac{Wx}{H} \quad (\text{Ec. 3.3})$$

donde Q es el volumen removido por desgaste (mm^3), K es el coeficiente de desgaste (adimensional), W es la carga aplicada (N) y H es la dureza del material suave (HV).

La teoría de Archard para desgaste adhesivo sugiere tres postulados, derivados de la ecuación (3.3), sobre el volumen de desgaste

1. El desgaste total del material es proporcional a la carga.
2. El desgaste del material es inversamente proporcional a la dureza del material suave.

3. El desgaste es proporcional a la distancia recorrida.

En aplicaciones de ingeniería es común utilizar el coeficiente dimensional de desgaste (k) el cual tiene unidades $\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ y es el resultado de la razón del coeficiente de fricción y la dureza [6]. La ecuación (3.5) es una derivación de la teoría de Archard para el desgaste deslizante, ecuación (3.3), donde

$$k = \frac{K}{H} \quad (\text{Ec. 3.4})$$

se obtiene entonces

$$k = \frac{V}{PL} \quad (\text{Ec. 3.5})$$

donde k es el coeficiente dimensional de desgaste ($\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$), V es el volumen de material removido por desgaste (mm^3), P es la carga aplicada (N) y L es la distancia recorrida (m).

En sistemas tribológicos con desgaste deslizante sin lubricación se presentan diversos factores que pueden afectar al mismo sistema, como lo son, la carga aplicada, la velocidad de deslizamiento, la presencia de esfuerzos mecánicos, la temperatura y el desarrollo de oxidación [6]. En breve se describirá la influencia de cada uno de los factores que influyen en el desarrollo de un proceso de desgaste, así como, los mecanismos más importantes.

3.3.1.1 Desgaste adhesivo

El desgaste adhesivo ocurre cuando dos superficies están en contacto deslizante, con o sin la presencia de lubricación. La adhesión sucede cuando las asperezas de la superficie de contacto son desprendidas por el esfuerzo cortante y estas se adhieren a la otra superficie [7]. Los parches de material pueden regresar a la superficie original o convertirse en viruta de desgaste y provocar desgaste por abrasión en tres-cuerpos [2].

La Figura 3.1 muestra un esquema de la formación de partículas de desgaste por adhesión provocadas por las zonas más débiles en las superficies de contacto (1 o 2).

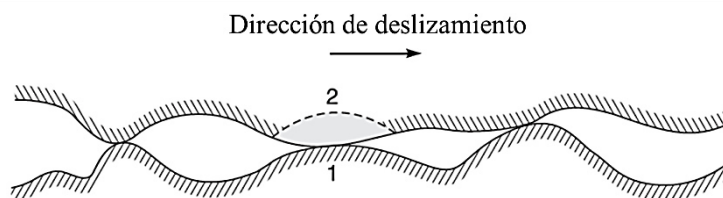


Figura 3.1 Esquema de la posibilidad de desprendimiento de las zonas 1 y 2 durante el deslizamiento en las superficies de contacto [7].

Los esfuerzos cortantes generados en las superficies de contacto pueden provocar la deformación plástica de la superficie y por consiguiente favorecer la adhesión de partículas, esto, debido al deslizamiento de la microestructura del material por deformación plástica en la Figura 3.2 se muestra un esquema, el cual se discute a continuación.

Dos superficies entran en contacto con movimiento relativo (Figura 3.2a), la superficie más dura AB provoca una deformación plástica en el material suave C (Figura 3.2b), conforme aumenta la deformación plástica en el material suave se genera una grieta en la dirección marcada AD debido al esfuerzo cortante en la superficie y el desplazamiento plástico del material suave en la zona DC' (Figura 3.2c). Al aumentar el esfuerzo cortante a un valor crítico, el fragmento generado AC', se adhiere a la superficie AB y se desprende totalmente del material original DC, provocando la formación de una superficie DE desgastada (Figura 3.2d). Conforme aumenta el deslizamiento entre las superficies, la adhesión de fragmentos continúa, creando parches de mayor tamaño (Figura 3.2e y f) [6].

Dirección de deslizamiento

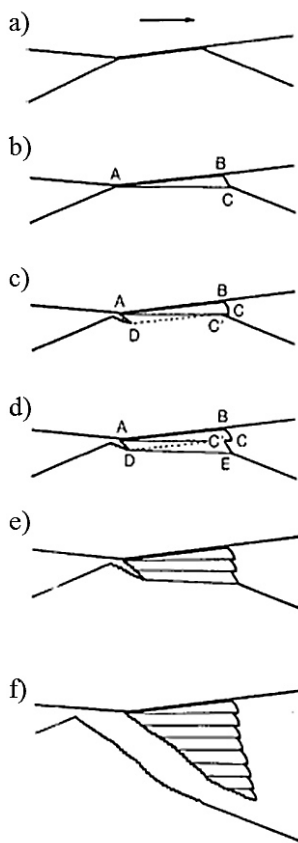


Figura 3.2 Esquema de la adhesión de fragmentos de material debido al esfuerzo cortante en superficies de contacto.

El desgaste por adhesión generado por ambos escenarios puede producir parches metálicos adheridos a la superficie o virutas resultando de enlaces débiles entre los fragmentos. La viruta puede sufrir cambios químicos debido a la temperatura o atmósfera generando un mecanismo de desgaste en tres-cuerpos también conocido como desgaste abrasivo [7].

3.3.1.2 Desgaste por delaminación

La teoría de delaminación está relacionada con la nucleación de grietas por debajo de la superficie de contacto en dirección paralela a la dirección de deslizamiento. Las grietas son originadas por la deformación plástica de la superficie del material, sin embargo, también pueden ser originadas por la fractura de inclusiones o carburos presentes en la microestructura, continuando su crecimiento hacia la superficie (Figura 3.3) [5,6].

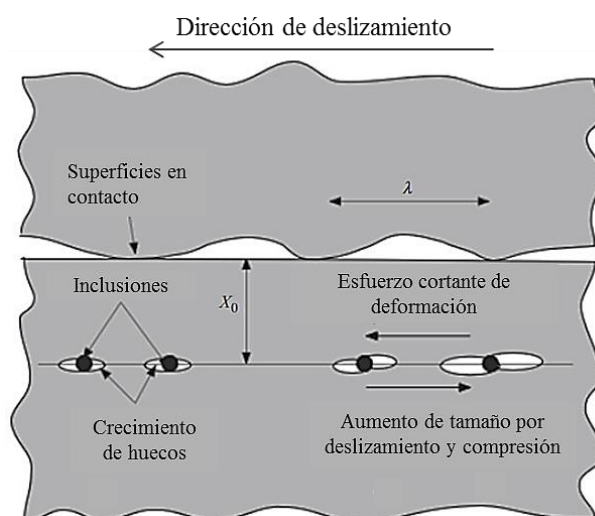


Figura 3.3 Modelo ideal de desgaste por delaminación, desgaste dominado por deformación plástica [1].

El desgaste por delaminación puede ser asociado a una microestructura altamente deformada por debajo de la superficie de desgaste. Por otra parte, la deformación plástica puede provocar una reorientación de la microestructura, refinamiento del tamaño de grano o recristalización [2].

Estructuras laminares pueden generar una alineación de las dislocaciones y límites de grano paralelos a la dirección de deslizamiento. Además de la generación de viruta de desgaste ocasionada por la formación de grietas paralelas a la microestructura laminar [6].

Cuando no existe la presencia de óxido en las superficies de desgaste o en la viruta, se puede suponer a que se ha presentado un desgaste severo principalmente del tipo metálico [1,6].

3.3.1.3 Desgaste por abrasión

El desgaste abrasivo ocurre cuando dos superficies en contacto, de diferente dureza, tienen movimiento relativo (deslizamiento o rodadura) y el material suave sufre daño por fractura o deformación, dando como resultado deformación plástica, formación de grietas y desprendimiento por arado [2,7]. En el caso de materiales frágiles, como los cerámicos, debido a la baja tenacidad, el desgaste por abrasión es debido a un proceso de fractura frágil [6].

El desgaste por abrasión surge de dos casos. El primero ocurre en un par tribológico donde el material duro remueve material de la superficie suave por la

rugosidad de la superficie o partículas duras adheridas, conocido como abrasión a dos-cuerpos (Figura 3.4a), éste se presenta en operaciones mecánicas como desbaste y maquinado. El segundo caso, se presenta cuando partículas abrasivas quedan atrapadas entre las superficies de contacto generando abrasión en tres-cuerpos, se puede ejemplificar como en procesos como pulido y rectificado (Figura 3.4 b). En la mayoría de los casos el mecanismo de desgaste abrasivo comienza con desgaste adhesivo generando partículas abrasivas, resultando en desgaste por abrasión en tres-cuerpos [7].

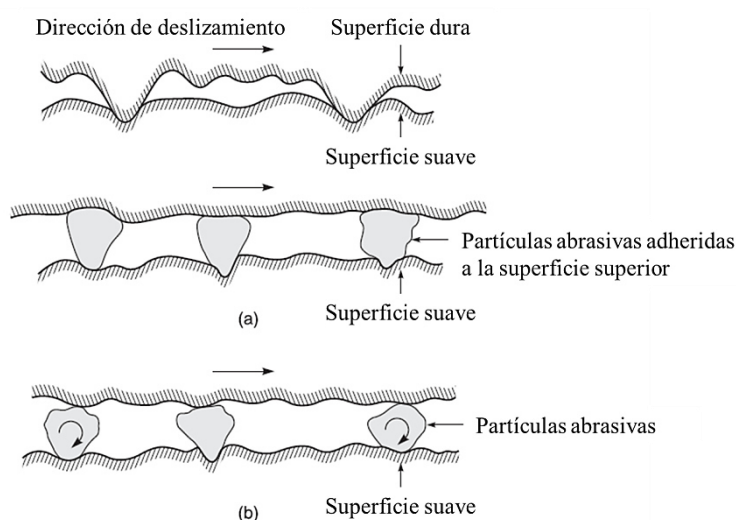


Figura 3.4 Esquema de (a) abrasión a dos-cuerpos de una superficie dura o con partículas abrasivas sobre un material suave y (b) abrasión en tres-cuerpos entre dos superficies y partículas abrasivas [7].

Generalmente las huellas de desgaste son paralelas a la dirección de deslizamiento, las cuales muestran deformación plástica y aumentos en la dureza por debajo de la superficie desgastada, conocido como, endurecimiento por deformación [7].

En el caso del desgaste abrasivo por deformación plástica, la remoción de material es ocasionada por mecanismos como el arado, corte y formación de viruta. El

proceso de arado puede producir deformación plástica por debajo de la superficie desgastada, formación de grietas y desgaste por fatiga.

Cuando el desgaste abrasivo sucede por corte de material, se presenta una gran cantidad de viruta de desgaste, debido a la remoción de material con poca evidencia de desplazamiento de material en las huellas de desgaste [7].

Durante el desgaste de metales por abrasión la presencia de fragmentos de material o partículas duras puede reducir el desgaste. Sin embargo, en el desgaste abrasivo con partículas frágiles, éste se puede incrementar, como producto de la remoción de material de la superficie suave por efecto de la formación de nuevos contornos agudos.

El modelo de desgaste abrasivo supone un desgaste debido a asperezas cónicas en forma de una herramienta de corte, definida por el ángulo θ , formando un surco a través de un material suave con superficie plana y removiendo el material como se muestra en la Figura 3.5 [2].

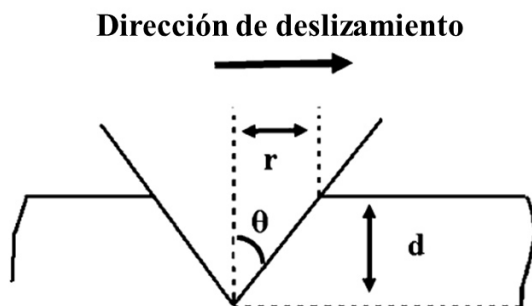


Figura 3.5 Desgaste abrasivo debido a una aspereza cónica.

Con la derivación matemática de la ecuación (3.4), se puede aplicar la ecuación de desgaste adhesivo de Archard. Por lo tanto, el desgaste abrasivo puede ser cuantificado mediante la ecuación de desgaste de Archard, ecuación (3.3) [6]. En la cual, se asume un desplazamiento del material removido en forma de viruta de desgaste fuera de las superficies de contacto. Sin embargo, investigaciones recientes realizadas por Menezes [2] han demostrado el desplazamiento del material en forma plástica acumulándose en los bordes de la huella de desgaste en la superficie.

$$K = k \frac{\tan \theta}{\pi} \quad (\text{Ec. 3.6})$$

3.3.2 Desgaste por oxidación

El desgaste por oxidación o corrosión se presenta cuando el desplazamiento ocurre en ambientes en presencia atmósferas corrosivas u oxidantes. En presencia de aire o algunos otros compuestos ricos en este elemento se producen óxidos en la superficie de este material [6]. En particular, en atmósferas de combustión a alta temperatura se puede tener la presencia de oxígeno, vapor de agua y dióxido de carbono lo cual puede generar la formación de óxidos y productos de corrosión en la superficie así como oxidación interna y una posible degradación del material [8].

El contacto entre las superficies puede generar aumento en la temperatura por efectos de la fricción, los cuales pueden alcanzar magnitudes en el orden de cientos de grados centígrados, la cual depende de la velocidad de deslizamiento [6]. Estudios realizados por Kato y *col* [9], y Quinn y *col* [10] encontraron en el acero temperaturas cercanas a 600°C en velocidades cercanas a 1 m/s, formándose capas de óxido Fe_2O_3 y Fe_3O_4 en la superficie del material.

La formación de la capa de óxido en las superficies de contacto durante el desgaste pueden favorecer en la disminución del daño. La formación de óxido puede actuar como un lubricante sólido y prevenir el contacto metálico entre ambas superficies y por lo tanto mitigar el daño, favoreciendo el desgaste adhesivo de las capas de óxido [2].

Investigaciones de Kato y *col* [9], encontraron que los cambios en la cantidad de desgaste están relacionados con el cambio de virutas metálicas a óxido. En estos estudios se resalta que el óxido juega un papel importante en el desgaste muy por encima de la resistencia que presenta la fase martensita en el acero. A velocidades cercanas a 1 m/s se presenta la formación de capas delgadas y frágiles de óxido, las cuales aumentan el desgaste en el sistema tribológico. En cambio, a velocidades por encima de 10 m/s las capas de óxido formadas son gruesas y continuas lo que favorece la disminución del desgaste en el sistema.

Sin embargo, el aumento en la velocidad puede aumentar la temperatura en las superficies, provocando deformación plástica por efectos de la temperatura del óxido y hasta la fusión del mismo. Esto da lugar a dividir en dos regímenes de desgaste por oxidación: velocidades $\sim 1\text{--}10$ m/s son consideradas bajas con un régimen de desgaste por oxidación moderado, y en velocidades mayores a estos valores donde se presenta un desgaste por oxidación severo. Estas denominaciones están en referencia a la oxidación, no al índice de desgaste, el cual se presenta valores pequeños, aún y cuando, existe un desgaste por oxidación severo [1].

3.3.2.1 Desgaste por oxidación moderado

La investigación de este mecanismo fue principalmente analizada por Quinn en 1984 [10]. Este mecanismo se relaciona con la formación de una capa de óxido sobre las asperezas que están en contacto, formando un área A_r , la cual crece a una rapidez que puede ser descrita por una función parabólica de acuerdo a la ecuación (3.7), como [8]

$$x^2 = 2K_p t \quad (\text{Ec. 3.7})$$

donde x es el cambio de masa, K_p el coeficiente de crecimiento parabólico y t es el tiempo.

El óxido crece a un espesor crítico a partir del cual la capa se fragmenta. Los fragmentos de óxido se convierten en partículas abrasivas durante el desgaste, formando una capa de óxido nueva sobre el metal base hasta el espesor crítico y así sucesivamente en el transcurso del deslizamiento de las superficies [1]. La Figura 3.6 presenta el esquema del mecanismo.

En el desgaste oxidativo moderado se considera que el calentamiento de los materiales solo surge en las superficies en contacto (temperatura instantánea) y el calentamiento total de los materiales es despreciable.

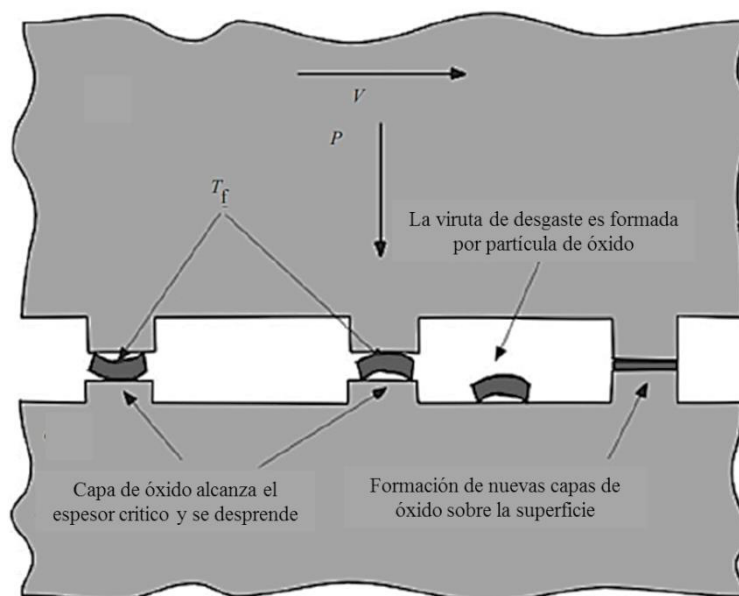


Figura 3.6 Esquema del mecanismo de desgaste por oxidación [1].

3.3.3 Factores que influyen en el desgaste

El desgaste en componentes durante condiciones reales de operación puede ocurrir por diferentes mecanismos, los cuales pueden cambiar dependiendo de los factores que se presentan durante éstas [11]. A continuación se presentan los factores más significativos.

- 1) **Carga aplicada.** Un incremento en la carga puede influir en el aumento en el desgaste, ocasionado por el aumento del área de contacto de las asperezas de las superficies. Se ha establecido que el desgaste es proporcional a la carga aplicada. Archard observó un cambio de desgaste moderado a severo al aumentar la carga por efectos de la presión de contacto entre las superficies [12]. Al aumentar la carga, la temperatura en las superficies de contacto aumenta, lo cual puede provocar una disminución en el esfuerzo de cedencia

del material. Sin embargo no se puede considerar un aumento lineal del desgaste con respecto a la temperatura [13].

- 2) **Velocidad de deslizamiento.** En condiciones de movimiento sin lubricación, el aumento en la velocidad puede ocasionar incremento en la temperatura por efectos de la fricción, favoreciendo la formación de óxidos en las superficies de contacto. Los óxidos, como se explicó en la Sección 3.3.2.1, actúan como lubricantes sólidos los cuales pueden reducir el desgaste en sistemas tribológicos metálicos. Si las temperaturas en el metal alcanzan temperaturas de fusión, se puede presentar desgaste severo por la pérdida de dureza en los materiales [14].
- 3) **Temperatura.** Se considera un parámetro muy importante en el desgaste, el cual influye en la cinética de las reacciones químicas que pueden ocurrir en las superficies de los metales. También influyen sobre propiedades físicas y mecánicas del sistema, principalmente la microestructura y dureza, lo cual, puede cambiar el comportamiento tribológico del sistema. Investigaciones realizadas en el par tribológico cobalto–acero, encontraron un aumento de 100 veces en el desgaste aumentando la temperatura de 280 a 380°C, ocasionado por el cambio de microestructura en el cobalto de *HPC* a *FCC* [13].
- 4) **Atmósfera.** El cambio en la atmósfera puede afectar en el crecimiento o ausencia de óxidos en las superficies de contacto, modificando el mecanismo de desgaste en el sistema tribológico. En presencia de aire y humedad es más factible la formación de óxidos lo que puede ocasionar una disminución en el daño provocado en los materiales en las condiciones de operación [1].

- 5) **Dureza.** El modelo de desgaste de Archard para metales considera una relación inversamente proporcional entre el índice de desgaste y la dureza. Materiales más duros tienen mejores propiedades contra la penetración y corte. En el desgaste abrasivo, se puede relacionar el desgaste con la remoción de material por la interacción de las partículas abrasivas en la superficie [2].
- 6) **Módulo de Young.** De acuerdo a la teoría de desgaste adhesivo [15]. En metales con alto módulo elástico el área real de contacto disminuye provocando una menor adhesión y por lo tanto un menor desgaste. El desgaste por abrasión también se puede modificar variando la relación dureza/módulo elástico. La resistencia de un material al desgaste abrasivo puede modificarse si se aumenta la dureza o disminuye el modulo elástico [7].
- 7) **Tenacidad a la fractura.** En sistemas metálicos, si el esfuerzo desarrollado durante condiciones de operación alcanza valores críticos cercanos al esfuerzo de cedencia, la probabilidad de nucleación y crecimiento de grietas provocará desprendimiento, generando un aumento en el desgaste del material normalmente en un sistema de abrasión en tres-cuerpos [7].
- 8) **Estructura cristalina.** La deformación plástica, provocada por el desgaste deslizante u otros mecanismos, está relacionada a las dislocaciones y planos de deslizamiento presentes en los metales. Metales con estructuras hexagonales compactas *HCP* presentan un menor desgaste con respecto a los que presentan estructuras *FCC*. Los defectos en las celdas pueden servir como caminos para la generación y/o crecimiento de grietas por debajo de la

superficie. Investigaciones desarrolladas por Buckley mostraron valores de desgaste en estructuras cúbicas cercanos al doble con respecto a materiales con estructura hexagonal [16].

- 9) **Difusividad térmica.** En metales con baja difusividad térmica, la temperatura generada en la superficie de contacto no puede ser disipada. La acumulación de energía térmica degrada las propiedades mecánicas del metal aumentando el desgaste. Se considera al desgaste como una función inversa a la difusividad térmica. Abdel-Aal propuso la relación en el cambio de desgaste moderado a severo en función de la capacidad del metal de disipar la acumulación térmica en la superficie de contacto [17].

3.4 Desgaste en las aleaciones avanzadas

Los mecanismos de desgaste que pueden presentar las aleaciones avanzadas dependen directamente de la zona donde se encuentra el componente y las condiciones de operación.

En componentes de motores los principales mecanismos de desgaste son: desgaste corrosivo, adhesivo, abrasivo y por picadura. Las aleaciones avanzadas base γ -TiAl buscan aplicarse en las válvulas del tren de levas, donde se presentan altas velocidades y cargas, se puede presentar contacto deslizante entre las válvulas y la guía aunado a una atmósfera corrosiva por los gases producto de la combustión y vapor de agua [18]. Las temperaturas que se pueden alcanzar están en el rango de 450–900°C [19,20]. En los turbo cargadores se alcanzan temperaturas de hasta 850°C en atmósferas corrosivas [18,21].

Las turbinas para aeronaves o generación de energía, son máquinas con una gran variedad de partes móviles, existiendo una alta probabilidad de desgaste. Vibración, variaciones en la oscilación o deformación elástica, pueden provocar contacto de las partes rotatorias con las estacionarias generando desgaste entre las superficies. Además, pueden sufrir el impacto de partículas presentes en el flujo de los gases dentro de la turbina, como arena, piedras o incluso aves [7,18]. Existe una gran variedad de atmósferas presentes en las diversas partes de la turbina, así como, diferentes tipos de materiales, como lo son, aleaciones avanzadas base titanio, níquel, níquel–hierro, cobalto y aceros.

Las diferentes condiciones de operación presentes en las turbinas resultan en una gran diversidad de tipos de desgaste, como lo son, adhesivo, abrasivo, reciprocante, deslizante a alta velocidad, oxidativo, erosión y fatiga. Dentro de las zonas donde existe alta temperatura se puede presentar desgaste por oxidación, por ejemplo, la cámara de combustión [18,22]. En zonas con componentes rotativos, como lo son, los álabes del compresor, se puede presentar desgaste deslizante [2,22].

3.4.1 Desgaste en aleaciones avanzadas base níquel

Blau [23] estudió el comportamiento tribológico de aleaciones base níquel bajo tres tipos de desgaste: deslizante, abrasivo y de impacto, tratando de simular condiciones de operación en motores, sistemas de propulsión y metal–mecánica. En condiciones de alta temperatura (650°C) en aire, presentó una disminución considerable (1,000 veces) en el desgaste comparada con los valores a temperatura ambiente, relacionando este comportamiento con la propiedad del aumento del esfuerzo de cedencia conforme aumenta la temperatura y la formación de una capa de óxido sobre la superficie (NiO,

$\text{Ni}_2\text{Al}_2\text{O}_3$ y Al_2O_3). Sin embargo, no se presentó diferencia en el coeficiente de fricción ($\mu \sim 0.62$).

Keno y *col* [24] realizaron estudios de desgaste deslizante, con velocidades de 0.2 a 3.6 m/s, en aleaciones base níquel (Inconel 600, MAR-M427 y MA 6000) a temperatura ambiente en atmósferas de aire y 40–50% de humedad. Donde, la Inconel 600 presentó las mejores propiedades contra el desgaste ($K \sim 10^{-4}$), sin embargo, presentó mayor deformación por debajo de la superficie de desgaste relacionado con la presencia de dislocaciones. Conforme aumentó la velocidad de deslizamiento, se presentó una disminución en valores del coeficiente de desgaste dimensional en las tres aleaciones.

Kesavan y *col* [25] estudiaron el comportamiento al desgaste recíprocante de una aleación base níquel a temperatura ambiente y 620°C, encontrando un mecanismo de desgaste por oxidación a alta temperatura y mejores propiedades contra el desgaste comparado con los obtenidos a temperatura ambiente.

Bulut-Coskun y *col* [26] realizaron estudios del comportamiento al desgaste de varias aleaciones avanzadas, base cobalto (Haynes 25 y 188) y base níquel (Haynes 214) en contacto con la aleación Hastelloy X (base níquel), con una carga de 10 N a diferentes temperaturas (25–540°C). La Haynes 214 presentó valores de coeficiente de fricción y coeficiente dimensional de desgaste, 0.76 y $2.9 \cdot 10^{-3}$, respectivamente. A alta temperatura (540°C), existe una reducción en los valores obtenidos, $\mu = 0.40$, $K = 5.6 \cdot 10^{-4}$. Además, se presentó la formación de partículas abrasivas de gran tamaño y presencia de dislocaciones en la huella de desgaste, esto atribuido al aumento en la plasticidad del óxido de níquel por la exposición a alta temperatura. Con lo que se puede relacionar con un mecanismo de desgaste oxidativo a alta temperatura. A temperatura ambiente no se reportó presencia de óxido en las superficies.

Jiang y *col* [27] encontraron la transición de una aleación base níquel (Nimonic 80A) de desgaste severo a moderado en temperaturas comprendidas entre 20–600°C. Esto atribuido al desarrollo de capas “protectoras” contra el desgaste. Estos autores identifican dos procesos principales de desgaste en competencia, la aparición de partículas abrasivas producto de la remoción de material de las capas protectoras y la adhesión de partículas a las superficies de contacto. Cuando se presentó viruta alargada de gran tamaño (laminar), se evitó la formación de la capa protectora incrementando el desgaste. Por otra parte, la acumulación de partículas abrasivas más pequeñas favoreció la formación de capas protectoras en las superficies. La morfología de la viruta formada en esta investigación se relacionó directamente con variables como la deformación plástica, carga, velocidad de deslizamiento y propiedades mecánicas.

Por su parte, Tekin y Malayoglu [28] realizaron estudios de desgaste en tres diferentes aleaciones la Haynes 625, Hastelloy G35 y C2000, encontrando una relación entre las propiedades contra el desgaste y una alta dureza del material resultado de un tamaño de grano pequeño lo cual dificulta una deformación plástica en el material, comportamiento que se presentó principalmente en la aleación Haynes 625. En cambio, las aleaciones Hastelloy G35 y C2000 presentaron un mayor desgaste el cual fue relacionado directamente con el mayor tamaño de grano que presentaban dichos sistemas metálicos, lo cual favorece la deformación plástica, aumentando la remoción de material por el mecanismo de desgaste metálico. Lu y *col* [29] también encontraron una correlación entre el desgaste de una aleación base níquel y su dureza.

Xin y *col* [30] estudiaron el comportamiento de una aleación base níquel desgastada contra un acero inoxidable 304 a media temperatura, 220°C, en atmósferas con vapor de agua. Ellos identificaron la formación de una capa de óxido, rica en níquel, cromo, hierro y oxígeno, sobre la superficie desgastada. Por debajo de la capa de óxido, encontraron una zona con mezcla de óxidos, granos muy finos y ausencia de carburos

resultado de la gran deformación plástica y recrystalización dinámica. Además, conforme se acercaban a la zona de desgaste el tamaño de grano se reducía.

Pauschitz y *col* [31] relacionaron el incremento del coeficiente de fricción y la temperatura con un comportamiento frágil y de poca adherencia de las capas tribológicas formadas en las superficies. Generando un mecanismo de desgaste abrasivo (tres-cuerpos).

Kashani y *col* [32] estudiaron el comportamiento de aleaciones avanzadas al desgaste a temperatura ambiente y alta temperatura 550°C, donde la aleación base níquel presentó la mayor cantidad de desgaste a temperatura ambiente, mientras a alta temperatura presentó mayor resistencia al desgaste comparada con las demás aleaciones, cerca de 64 veces menor. La resistencia al desgaste a alta temperatura se relacionó con el endurecimiento por deformación a alta temperatura experimentado por la aleación y la formación de una capa compacta y uniforme de óxido sobre la superficie.

Makuch y *col* [33] encontraron una mayor resistencia de la aleación Nimonic 80A con respecto a la Inconel 600 cuando éstas fueron sometidas a condiciones de desgaste deslizante a temperatura ambiente. Sin embargo, el análisis superficial de las aleaciones sugirió el desarrollo de fenómenos de deformación plástica severa, presencia de óxido, desgaste adhesivo y abrasivo, lo cual fue correlacionado con la presencia de marcas de arado profundas, desprendimiento de material por adhesión y presencia de oxígeno en la superficie. Estos fenómenos sugieren el desarrollo de un mecanismo de desgaste complejo y que puede ser la suma de varias contribuciones que interactúan entre sí (oxidativo, abrasivo y adhesivo).

3.4.2 Desgaste en aleaciones avanzadas base γ -TiAl

Rastkar y *col* [34,35,36] estudiaron el comportamiento al desgaste a temperatura ambiente de dos aleaciones γ -TiAl (Ti-48Al-2Nb-2Mn y Ti-45Al-2Nb-2Mn-1B) en contacto con una esfera de acero ANSI 52100, encontrando mecanismos de arado, deformación plástica y deslizamiento de la fase laminar en ambas aleaciones, resultando en la fractura y desprendimiento de material en la superficie de contacto creando un mecanismo de desgaste abrasivo, oxidativo y adhesivo. En el análisis superficial se presentó deformación plástica en zonas cercanas a la huella de desgaste y marcas de arado sobre la huella. Cálculos de la presión de contacto aplicada a las aleaciones obtuvieron valores por encima del esfuerzo del cedencia del material, relacionando esto al comportamiento plástico del material. Evidencias de viruta de desgaste en forma laminar corroboraron el mecanismo de desgaste adhesivo y deformación plástica.

Sun y *col* [37] investigaron el comportamiento de fricción y desgaste de una aleación TiAl expuesta a alta temperatura (800–1000°C) a 0.5 y 2 m/s de velocidad en contacto con la aleación base níquel GH3128. El valor de coeficiente de fricción presentó variaciones a lo largo de la prueba ubicándose en valores de entre 0.25–0.40. Al aumentar la velocidad el coeficiente de desgaste dimensional disminuyó cerca de dos veces con respecto al ensayo realizado a una velocidad de 0.5 m/s expuesto a 800°C. La aleación presentó desgaste por desprendimiento de secciones de metal y fracturas en la superficie, el desprendimiento fue causado por la fractura entre las fases γ -TiAl y α_2 -Ti₃Al formando partículas de desgaste. La variación del coeficiente de fricción se relacionó con el desprendimiento de metal, adhesión y formación de parches de viruta de desgaste en las superficies de contacto. Los mecanismos dominantes de desgaste en esta investigación fueron el desgaste por adhesión y abrasión.

Kazuhisa y *col* [38] realizaron estudios de desgaste recíprocante en una aleación γ -TiAl (Ti-48Al-2Cr-2Nb) en contacto con una aleación base níquel a temperatura ambiente y alta temperatura (200, 400 y 550°C) en atmósfera de aire. En todos los casos la superficie mostró desgaste por desprendimiento de partículas, deformación plástica en formas de marcas de arado y crecimiento de óxidos. La viruta de desgaste estuvo compuesta por partículas metálicas y óxidos, las cuales ocasionaron las marcas de arado en la huella de desgaste. Al aumentar la temperatura en la aleación γ -TiAl el desgaste aumentó. En cambio, solo a una temperatura de 200°C el desgaste disminuyó por la generación de una capa continua de óxido sobre la superficie. Presentando un mecanismo de desgaste por oxidación moderado.

Cheng y *col* [39] realizaron estudios de desgaste deslizante en seco a la aleación Ti-45Al-2Cr-2Nb a temperatura ambiente con 40% humedad en contacto con la aleación de acero AISI 52100 a diferentes cargas (20–40N). La aleación presentó una microestructura dúplex. El coeficiente de fricción varió en valores entre 0.4–0.6. A bajas cargas, se presentó un mecanismo de desgaste oxidativo moderado, relacionado con la aparición de una capa de óxido de hierro Fe_2O_3 con pequeñas cantidades de TiO_2 y Al_2O_3 . En cambio, a altas cargas se presentó el mecanismo de desgaste por abrasión, deformación plástica y oxidación, ocasionado por la remoción de la capa de óxido formando partículas abrasivas y aumentando la cantidad de viruta de desgaste y por ende un mayor desgaste en la aleación. La generación de algunos óxidos particularmente TiO_2 y Al_2O_3 en la superficie de contacto de las aleaciones TiAl puede ser perjudicial en el comportamiento al desgaste en comparación con la propiedad de protección generada por óxidos de hierro (Fe_2O_3). Estudios realizados por Xu y *col* [40] encontraron el mismo comportamiento en una aleación Ti-47Al-2Nb-2Cr-1B desgastada contra una esfera cerámica de Si_3N_4 . Un aumento en la fricción y desgaste hasta la temperatura de 400°C y una disminución de ambos conforme aumentó la temperatura hasta 800°C.

Gialanella y Straffelini [41] analizaron el desgaste deslizante de una aleación Ti-48.6Al-1.9Cr-1.9Nb-1B en contacto con un disco de acero M2 a temperatura ambiente. Se encontró que modificando la microestructura de la aleación por medio de tratamientos térmicos para obtener microestructura laminar, equiaxial y dúplex, el desgaste de la aleación fue dominado por los mecanismos abrasivo-metálico a bajas cargas (50N) y un mecanismo de desgaste oxidativo a mayores cargas (hasta 200N) debido a la formación de capas de óxido TiO_2 y Al_2O_3 las cuales se consideran no adherentes y abrasivas. La transición del mecanismo de desgaste metálico a oxidativo se relacionó con el aumento en la temperatura instantánea en el área de contacto en el sistema tribológico. El volumen de desgaste que presentaron las diferentes microestructuras durante la investigación fue muy cercano, presentando mayor pérdida en volumen las muestras con microestructura laminar, seguida por la dúplex y equiaxial.

Referencias

1. D. Francois, F.A. Pineau y A. Zaoui, "Contact Mechanics; Friction and Wear", Mechanical Behaviour Of Materials, Chapter 9, Springer Science, 2013, pp 483-550.
2. P.L. Menezes, S.P. Ingole, M. Nosonovsky, S.V. Kailas y M.R. Lovell, "Tribology for Scientists and Engineers", 1st ed, Springer, 2013.
3. F.P. Bowden y D. Tabor, "The friction and lubrication of solids, Part I", Clarendon, UK, 1950.
4. J.F. Archard y W. Hirst, "The wear of metals under unlubricated conditions", Proc. R. Soc. Ser. A, Vol. 236, pp 397-410..
5. N.P. Suh, "The delamination theory of wear", Wear, 1973, Vol. 25, pp 111-124.
6. I.M. Hutchings, "Tribology, Friction and Wear of Engineering Materials", 1st ed, Edward Arnold, 1992.
7. B. Bhushan, "Principles and Applications of Tribology", 2nd ed, John Wiley & Sons, 2013.
8. N. Birks, G.H. Meier y F.S. Pettit, "Introduction to the High Temperature Oxidation of Metals", 2nd ed, Cambridge, 2006.

9. H. Kato, T.S. Eyre y B. Ralph, "Wear mechanisms map of nitrided steel", *Acta Metall. Mater.*, 1994, Vol. 42, pp 703-1713.
10. T.B.J. Quinn, J.L. Sullivan y D.M. Rowson, "Origins and development of oxidation wear at low ambient temperatures", *Wear*, 1984, Vol 94, pp 175-191.
11. S.C.LIM y M.F. Ashby, "Overview no. 55 wear-mechanism map", *Acta Metal*, 1987, Vol. 35, pp 1-24.
12. J.F. Archard, "Contact and rubbing of flat surfaces", *J. Apply. Phys.*, 1953, Vol. 24, pp 981-988.
13. E. Rabinowicz, "Friction and wear of materials", Wiley, 1995.
14. N. Saka, A.M. Elieche y N.P. Suh, "Wear of metals at high sliding speeds", *Wear*, 1977, Vol. 44, pp 109-125.
15. M.M. Khrushchov, "Principles of abrasive wear", *Wear*, 1974, Vol. 28, pp 69-88.
16. D.H. Buckley, "The use of analytical surface tools in the fundamental study of wear", *Wear*, 1978, Vol. 46, pp 19-53.
17. D.H. Abdel-Aal, "On the surface on thermal properties on wear resistance of rubbing metals at elevated temperatures", *ASME J. Tribol.*, 2000, Vol. 3, pp 657-660.
18. ASM, "Handbook 18: Friction, Lubrication and Wear Technology", ASM International, 1992.
19. C. Leyens y M. Peters, "Titanium and titanium alloys, Fundaments and Applications", Wiley-VCH Verlag GmbH, 2003.
20. A.K. Sachdev, "Titanium for Automotive Applications: Challenges and Opportunities in Material and Processing", *JOM*, Vol. 64, 2012, pp 553-565.
21. T. Tetsui, "Development of a TiAl turbocharger for passenger vehicles", *Mater. Sci. Eng.*, A329-331, 2002, pp. 582-588.
22. K. Singh, "Advanced Materials for Land Based Gas Turbines", *Trans Indian Inst Met*, Vol. 67, 2014, pp 601-615.
23. P.J. Blau, "Elevated-Temperature tribology of metallic materials", *Tribol. Int.*, 2010, Vol. 43, pp 1203-1208.
24. S. Ikeno, I. Siota, M. Nobuki y M. Nakamura, "Wear properties of oxide dispersion strengthened nickel alloys", *Journal of Material Science*, Vol. 30, 1995, pp 4401-

4406.

25. D. Kesavan, V. Done, M.R. Sridhar, R. Billig y D. Nelias, "High temperature fretting wear prediction of exhaust valve material", *Tribology International*, Vol. 100, 2016, pp 280-286.
26. M. Bulut Coskun, S. Aksoy y M.F. Aksit, "Friction and wear characteristics of Haynes 25, 118 and 214 superalloys against Hastelloy X up to 540°C", *Tribol Lett*, Vol. 45, 2012, pp 497-503.
27. J. Jiang, "A generic model for dry sliding wear of metals at elevated temperatures", *Wear*, 2004, Vol. 256, pp 973-985.
28. K.C. Tekin y U. Malayoglu, "Assessing the tribocorrosion performance of three different nickel-based superalloys", *Tribol Lett*, Vol. 37, 2010, pp 563-572.
29. J. Lu, Q. Xue, J. Wang y J. Ouyang, "The effect of CeF₃ on the mechanical and tribological properties of Ni-based alloy", *Tribology International*, Vol. 30, 1997, pp 659-662.
30. L. Xin, B.B. Yang, Z.H. Wang, J. Li Y.H. Lu y T. Shoji, "Microstructure evolution of subsurface on Inconel 690TT alloy subjected to fretting wear at elevated temperatures", *Materials Design*, 2016, Vol. 104, pp 152-161..
31. A. Pauschitz, M. Roy y F. Franek, "Mechanisms of sliding wear of metals and alloys at elevated temperatures", *Tribol. Intl.*, 2008, Vol. 41, pp 584-602.
32. H. Kashani, A. Amadeh y H.M. Ghasemi, "Room and high temperature wear behaviors of nickel and cobalt base weld overlay coating on forging dies", *Wear*, 2007, Vol. 262, pp 800-806.
33. N. Makuch, M. Kulka y A. Piasecki, "The effects of chemical composition of Nimonic 80A-Alloy on the microstructure and properties of gas-borided layer", *Surf. Coat. Technol.*, 2015, Vol. 276, pp 440-455.
34. A.R. Rastkar y B. Shokri, "A multi-step process of oxygen diffusion to improve the wear performance of a gamma-based titanium aluminide", *Wear*, Vol. 264, pp 973-979.
35. A.R. Rastkar, B. Shokri y T. Bell, "Structural and mechanical behavior of the effect of oxygen boost diffusion on a gamma titanium aluminide of Ti-45Al-2Nb-2Mn-1B", *Surf. Coat. Technol.*, Vol. 202, 2008, pp 6038-6048.
36. A.R. Rastkar y T. Bell, "Characterization and tribological performance of oxide layers on a gamma based titanium aluminides", *Wear*, Vol. 258, 2005, pp 1616-

1624.

37. D. Sun, T. Sun, Q. Wang, X. Han y L. Guo, "Friction and wear properties of TiAl and Ti₂AlN/TiAl composites at high temperature", Journal of Wuham University of Technology-Mater. Sci Ed., Col. 28, 2013, pp 1023-1028.
38. M. Kazuhisa, B.A. Lerch y S.L. Draper, "Fretting wear of Ti-48al-2Cr-2Nb", Tribology International, vol. 36, 2003, pp 145-153.
39. J. Cheng, F. Li, L. Fu, Z. Qiao, J. Yang y W. Liu, "Dry-sliding tribological properties of TiAl/Ti₂AlC composites", Tribol Lett, Vol.53, 2014, pp 457-467.
40. Z. Xu, X. Shi, Q. Zhang, W. Zhai, J. Yao, L. Chen, Q. Zhu y Y. Xiao, "High-Temperature Tribological Performance of Ti₃SiC₂/TiAl Self-Lubricating Composite Against Si₃O₄ in Air", J. Mater. Eng. Perform., 2014, Vol. 23, pp 2255-2264.
41. S. Gialanella y G. Straffelini, "Interplay between oxidation and wear behavior of the Ti-48Al-2Cr-2Nb-1B alloy", Metall. Mater. Trans. A, Vol. 30A, 1999, pp 2019-2026.

CAPÍTULO 4

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

4.1 Introducción

En este Capítulo se describe el procedimiento de los ensayos que se llevaron a cabo durante esta investigación, principalmente se estudia el diseño y construcción del tribómetro “*multi-propósito*”, y las técnicas que se utilizaron para la caracterización del material antes, durante y al terminó de las pruebas de desgaste.

4.2 Tribómetro “*multi-propósito*”

Con la finalidad de realizar pruebas de desgaste deslizante a diversas temperaturas, se decidió desarrollar y construir un tribómetro capaz de adquirir valores de fuerza tangencial del ensayo, temperatura de la muestra y producir una velocidad constante bajo diferentes configuraciones mecánicas relacionadas directamente con los cuerpos en contacto durante la prueba.

Los estudios de desgaste se pueden realizar en una gran gama de configuraciones, como puede ser perno sobre disco o “*pin-on-disc*”, bloque sobre disco o “*block-on-roll*”, bola sobre anillo o “*ball-on-ring*”, entre otras [1]. El equipo para pruebas de desgaste que fue diseñado, el tribómetro “*multi-propósito*”, puede trabajar en diversas configuraciones. La Figura 4.1 muestra las diferentes configuraciones que puede desarrollar el tribómetro construido.

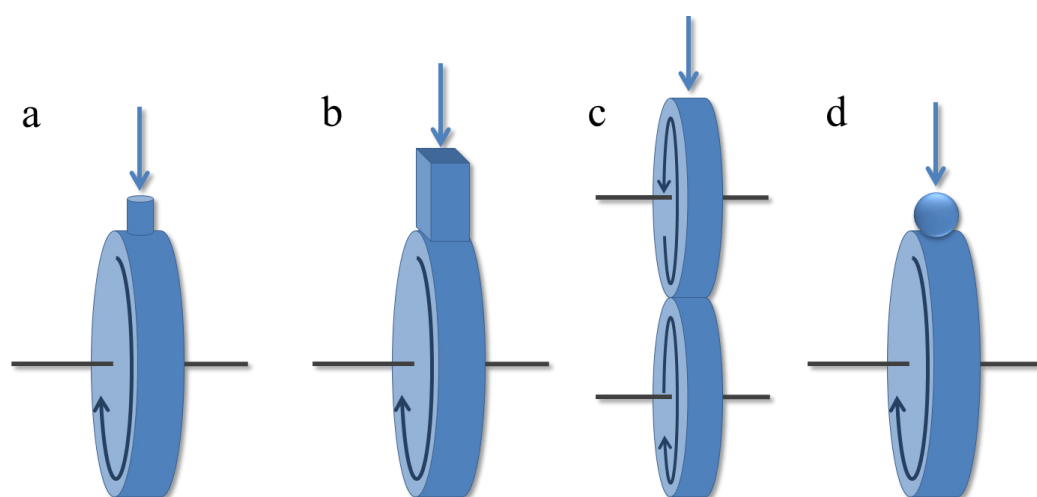


Figura 4.1 Configuraciones del tribómetro “*multi-propósito*”: a) “*pin-on-roll*”, b) “*block-on-roll*”, c) “*roll-on-roll*” y d) “*ball-on-roll*”.

Para esta investigación, debido a la cantidad de material con la que se disponía, se optó por realizar las pruebas de desgaste en la configuración perno sobre disco o “*pin-on-roll*”, Figura 4.1a, con el objetivo de recrear el desgaste en componentes rotativos o deslizantes en contacto con componentes estáticos, y estudiar el comportamiento al desgaste de las aleaciones Haynes 282© y γ -TiAl.

Como fue comentado, la primera parte del procedimiento experimental fue el diseñar y construir un equipo de desgaste denominado, el tribómetro “*multi-propósito*”,

pero con la particularidad de poder realizar pruebas de desgaste a temperatura ambiente y alta temperatura.

El tribómetro “*multi-propósito*” consiste en un motor y controlador de estado sólido, que permite la correcta selección de la velocidad angular del sistema. Una celda de carga capaz de adquirir los valores de fuerza tangencial (fuerza de fricción) está también adaptada al sistema con el fin de determinar la fuerza de fricción. El sistema cuenta con dos flechas, la flecha inferior es la encargada de transmitir la fuerza al sistema tribológico y la superior donde se coloca la probeta de ensayo. La carga es aplicada por medio de un brazo en cantiléver, directamente sobre la muestra o en el rodamiento de la flecha superior. El sistema presenta un juego de baleros en cada flecha para disminuir las pérdidas por fricción de ambas partes. La adquisición de datos de fuerza y temperatura de la muestra son mediante tarjetas de adquisición de datos y una computadora colocada a un costado de la misma. La Figura 4.2 muestra las imágenes del tribómetro “*multi-propósito*” (a) y la configuración utilizada en esta investigación (b), por otra parte, la Figura 4.3 muestra un esquema del tribómetro.

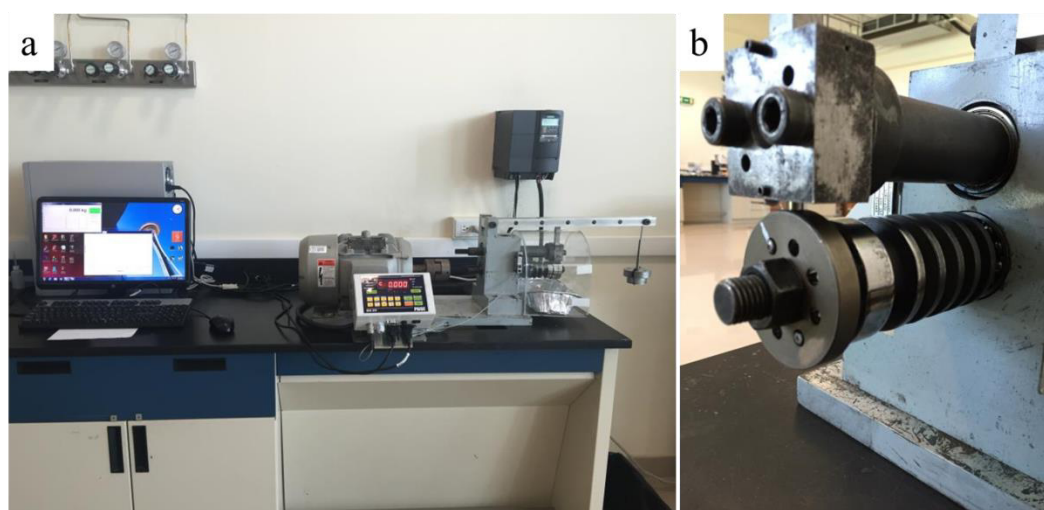


Figura 4.2 Tribómetro “*multi-propósito*” (a) y configuración “*pin-on-roll*” (b).

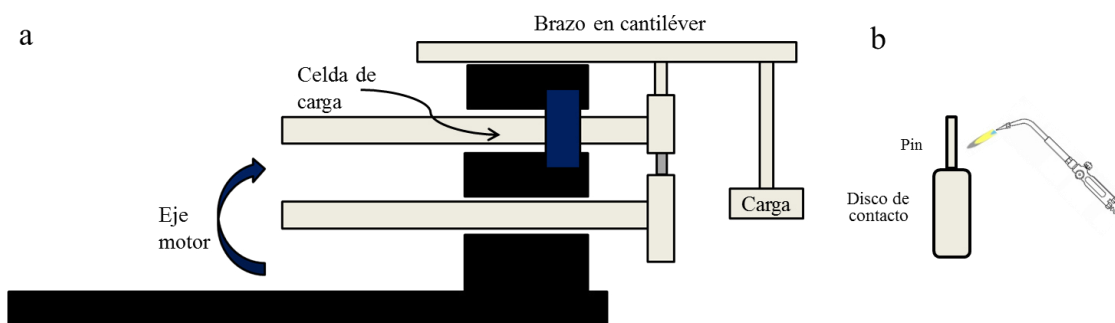


Figura 4.3 Esquema del tribómetro, a) configuración “*pin-on-roll*” y b) calentamiento por flama oxiacetilénica.

El tribómetro cuenta con un motor de inducción trifásico de 3.73 kW que otorga una velocidad angular máxima (ω) de 1,735 r.p.m. conectado a la flecha inferior (eje motriz) del rodillo. La fuerza lateral provocada por el ensayo puede ser medida y adquirida mediante una celda de carga OMEGA LCEC-50 colocada en la flecha superior la cual sujeta a la probeta, los datos obtenidos se analizan para obtener el coeficiente de fricción. La temperatura en la probeta fue adquirida mediante tarjeta de adquisición de datos Pico TC-08 y un termopar tipo K, aislado con mineral, con rango de trabajo de -200°C a $+1200^{\circ}\text{C}$.

4.3 Material de estudio

Dos aleaciones avanzadas, una aleación base níquel Haynes 282© y una aleación γ -TiAl, fueron seleccionadas para el estudio tribológico en diversas condiciones, en la Tabla 4.1 y 4.2 se presentan las composiciones químicas de cada material, respectivamente. La composición química de la γ -TiAl (Tabla 4.2), se muestra en dos formas, % peso y % atómico.

Tabla 4.1 Composición química de la aleación avanzada base níquel Haynes 282©, expresada en % en peso [2].

Ni	Cr	Co	Mo	Ti	Fe	Al	Mn	Si	C	B
Bal.	20	10	8.5	2.1	1.5	1.5	0.3	0.15	0.06	0.005

Tabla 4.2 Composición química de la aleación avanzada base γ -TiAl [3].

Ti	Al %peso (%at)	Nb %peso (%at)	C %peso (%at)
Bal.	29 (45)	18 (5)	0.05 (0.2)

Ambas aleaciones, Haynes 282© y γ -TiAl, fueron donadas para su estudio por parte de una compañía local y una universidad extranjera, respectivamente. En la Figura 4.4 se muestran las aleaciones en condición de material recibido, a) Haynes 282©, b) γ -TiAl, así como c) un ejemplo de la geometría de las muestras para el ensayo de desgaste.

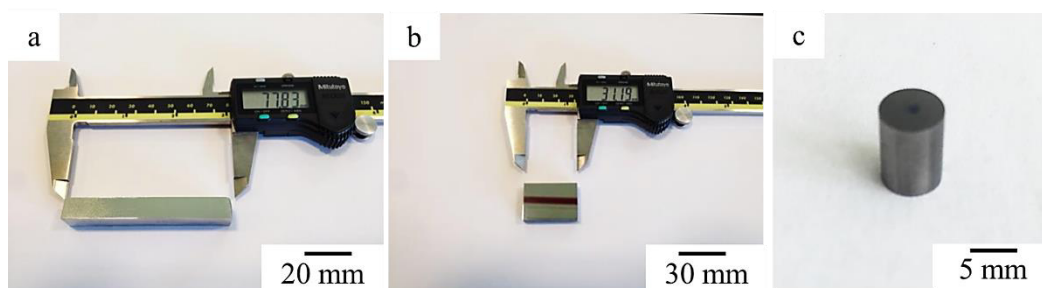


Figura 4.4 Material utilizado en la investigación, a) Haynes 282©, b) γ -TiAl y c) geometría de las muestras para ensayo.

La geometría de las muestra, presentada en la Figura 4.4c, son cilindros de 6 mm de diámetro y 9 mm de altura, las probetas fueron maquinadas por la técnica de

electroerosión, esto, con la finalidad de no modificar la microestructura inicial y evitar posibles problemas por la alta dureza de ambos materiales durante el proceso de corte.

4.3.1 Caracterización microestructural

Al recibir ambos materiales se realizó la caracterización microestructural por la técnica de microscopia óptica (MO), difracción de rayos-X (DRX) y microscopía electrónica de barrido (MEB). Antes del análisis, las muestras fueron preparadas siguiendo el procedimiento metalográfico convencional que incluye desbaste con diferentes lijas de carburo de silicio y etapas de pulido con suspensión de diamante de 3 y 1 μm , y finalmente sílica coloidal de 0.05 μm . Posterior al procedimiento metalográfico, las muestras se atacaron mediante la técnica de oxidación y ataque químico. La aleación base níquel se atacó químicamente con una solución de 100 ml HCl y 2–4 ml de H_2O_2 durante 30 segundos. Para el $\gamma\text{-TiAl}$, la solución química fue 90 ml H_2O , 30 ml HNO_3 y 10 ml HF durante 15 segundos. El ataque por oxidación se realizó a 650°C durante 5 minutos para ambos materiales.

Con el fin de obtener información de las fases presentes en las aleaciones en condición de recibido, se realizó el análisis difracción de rayos-X utilizando un difractómetro Brucker D8 Advanced con lámpara de $\text{Cu K}\alpha$ a una potencia de 50kV y 40 mA. Los espectros de difracción se realizaron en ángulos de difracción 2θ de 20 a 90°, con una velocidad de 1° $2\theta/\text{min}$. El análisis del espectro de difracción obtenido se realizó mediante el programa Diffrac.EVA comparando los picos de difracción obtenidos con la base de datos almacenada. El material analizado bajo esta técnica fue preparado con el procedimiento metalográfico descrito anteriormente sin el ataque químico.

Una vez atacadas las muestras, se estudió la microestructura de las mismas mediante un microscopio óptico OLYMPUS BX51RF, el cual cuenta con un analizador de imágenes OLYMPUS STREAM VIEW. Las imágenes de microscopía electrónica de barrido (MEB) se obtuvieron por medio del MEB termoiónico TESCAN VEGA 3SBH. Mediante las imágenes obtenidas fue posible obtener la fracción volumen de la microestructura laminar γ/α_2 para la aleación base γ -TiAl, en condición de inicial y tratada térmicamente y el tamaño de grano de la Haynes 282© en ambas condiciones de tratamiento térmico.

4.3.2 Tratamientos térmicos

Para estudiar el efecto de cambios microestructurales sobre la resistencia al desgaste de las aleaciones estas fueron tratadas térmicamente. Estos ensayos consistieron en un calentamiento isotérmico hasta la temperatura de solubilizado durante dos horas, enfriadas al aire y posteriores tratamientos de envejecido correspondientes. La ruta de tratamiento térmico que se realizó a cada material se describió en las Secciones 2.1.2.1 y 2.1.4.2. En el Anexo B se presenta la ruta de tratamiento térmico realizada para cada aleación. Para el tratamiento térmico se utilizó un horno tipo mufla Thermo Scientific FD-1545M.

Una vez obtenidas las probetas con tratamiento térmico, se realizó la caracterización microestructural de las muestras, siguiendo el mismo procedimiento y técnicas de la Sección 4.3.1.

4.3.3 Ensayos de dureza

Se realizaron ensayos de microdureza Vickers en las aleaciones avanzadas en condición de material recibido y tratada térmicamente, antes y posterior al ensayo de desgaste, con fin de observar si existe un fenómeno de endurecimiento o ablandamiento como efecto del movimiento relativo de las superficies en contacto. El equipo utilizado fue un microdurómetro SHIMADZU HMV-2. El ensayo se realizó con una carga normal de 2.942 N durante 15 segundos, los valores obtenidos en cada condición antes del ensayo de desgaste fue un promedio de 20 indentaciones, mientras para el perfil de dureza posterior al desgaste fue un promedio de seis indentaciones por cada distancia de la superficie desgastada hacia el interior de la muestra.

4.4 Ensayos de desgaste

Los ensayos de desgaste se realizaron en el tribómetro “*multi-propósito*”, descrito en la Sección 4.2, utilizando discos de 60 mm de diámetro como superficie de contacto en modo rodante deslizante.

La geometría de las probetas para los ensayos de desgaste fue descrita en la Sección 4.3, se corrieron dos pruebas por cada condición de ensayo. La superficie de contacto fue preparada con el método metalográfico descrito en la Sección 4.3.1, para obtener una superficie uniforme de contacto, posteriormente lavada con jabón neutro y desengrasada con acetona en un baño de ultrasonido durante 10 minutos para eliminar cualquier impureza sobre la superficie a estudiar.

Los rodillos utilizados como superficie de contacto para los ensayos de desgaste, se obtuvieron de un acero grado herramienta D2, maquinados con la geometría necesaria para el montaje en el tribómetro, tratados térmicamente para obtener una microdureza promedio 800 HV, seguido de un desbaste y pulido para remover el óxido producto del tratamiento térmico. La superficie de contacto fue preparada con un procedimiento metalográfico, de desbaste burdo con lijas de carburo de silicio y pulida con suspensión de diamante de 6 y 1 μm . La información del acero D2 utilizado en esta investigación se encuentra en el Anexo C.

Para facilitar el control de las probetas se asignó un código único a cada probeta y rodillo de contacto.

4.4.1 Condiciones de operación en el ensayo de desgaste

Los ensayos de desgaste se realizaron en dos condiciones de operación, a temperatura ambiente y calentados por flama directa oxiacetilénica. Tratando de analizar el comportamiento al desgaste en diferentes atmósferas y condiciones térmicas. Utilizando una velocidad lineal constante de 2 m/s para el estudio tribológico.

Los ensayos a temperatura ambiente se realizaron con ambos componentes tribológicos libres de contaminación sometidos a desgaste deslizante en seco en atmósfera de aire estático en condiciones normales de laboratorio. El calentamiento por flama directa se obtuvo por la mezcla y combustión de oxígeno y acetileno, en flama neutra (azul) para evitar la oxidación o reducción de las aleaciones. La temperatura máxima alcanzada para esta flama fue de 1200°C en su zona neutra.

Las condiciones de operación del ensayo se realizaron con valores de presión de contacto cercana al esfuerzo de cedencia de ambos materiales. Se aplicó una carga de 68 N directamente a la probeta para producir una presión de contacto de 540.97 MPa y 585 MPa, en las aleaciones γ -TiAl y Haynes 282©, respectivamente, calculada por la teoría Hertziana para contacto elástico de dos cuerpo (Anexo D). La velocidad angular utilizada en la investigación fue 660 r.p.m. en el tren motriz dando como resultado una velocidad lineal de 2 m/s en la superficie de contacto.

Previo al ensayo de desgaste, las probetas y rodillos fueron pesados en una báscula RADWAG AS220/C/2 la cual cuenta con una precisión de ± 0.1 mg. La calidad superficial de las probetas y rodillos se midieron con un perfilometro MITUTOYO SJ-210 utilizando una resolución de 5 μ m en una distancia analizada de 2.5 mm transversal a la huella de desgaste.

En los ensayos de desgaste a alta temperatura, los pernos fueron calentados mediante flama directa hasta alcanzar la temperatura seleccionada, 450°C y 600°C, para las aleaciones γ -TiAl y Haynes, respectivamente, el motor fue encendido desde el inicio de la prueba para obtener un calentamiento de ambos cuerpos sin presentar contacto entre ambos. Posterior a esto, se puso en contacto con el rodillo de acero D2 mediante la aplicación de la carga directamente en el sujetador de la probeta a la velocidad seleccionada de 2 m/s. En el caso de los ensayos a temperatura ambiente, el perno se puso en contacto con el rodillo hasta que este alcanzará la velocidad constante, mencionada previamente.

El ensayo de desgaste se realizó durante diez minutos y por una distancia de deslizamiento de 1.2 km, después de este tiempo y distancia ambos componentes tribológicos (perno y rodillo) fueron removidos del tribómetro para su enfriamiento al

aire evitando el contacto de las superficies. El cambio en peso del perno y del rodillo fue medido inmediatamente después del enfriamiento, posterior a esto, mediante el perfilometro, se midió el cambio en la rugosidad de la huella de desgaste para evaluar la evolución de la superficie después del ensayo. Al terminar las mediciones, ambas piezas se colocaron de nueva cuenta en el tribómetro para continuar con el ensayo bajo las mismas condiciones de la corrida anterior. Este procedimiento se realizó seis veces hasta alcanzar un tiempo total de una hora y 7.5 km de distancia recorrida.

El coeficiente dimensional de desgaste k se calculó con los datos obtenidos a lo largo del ensayo de desgaste, utilizando la ecuación

$$k = \frac{V}{PS} \quad (\text{Ec. 4.1})$$

donde k es el coeficiente dimensional de desgaste ($\text{mm}^3/\text{N-m}$), V es el volumen de material removido por desgaste en mm^3 calculado del cambio en masa obtenido, P es la carga aplicada en N ewtones y S es la distancia instantánea recorrida en metros [4].

El c culo de la temperatura en la superficie de contacto en ambas condiciones, baja temperatura y alta temperatura, se realizó utilizando la temperatura obtenida a una distancia de 2.5 mm de la superficie de contacto considerando la probeta como un sólido semi-infinito [5]

$$\frac{T_{(x,t)} - T_0}{T_i - T_0} = \text{fer}\left(\frac{x}{2\sqrt{at}}\right) \quad (\text{Ec. 4.2})$$

donde $T_{(x, t)}$ es la temperatura obtenida por el termopar a una distancia x colocada dentro de la probeta en el tiempo t , T_0 es la temperatura en la superficie en el mismo instante, T_i es la temperatura inicial medida en la superficie 25°C y la difusividad térmica α del material sometido a desgaste, $\gamma\text{-TiAl}$ o Haynes 282©. Adicional a esto, se adquirió la temperatura a 9 mm para corroborar los datos obtenidos. En la Figura 4.5 se muestra la forma en que se adquirió la temperatura durante el desgaste a alta temperatura en un a) esquema y b) durante una prueba.

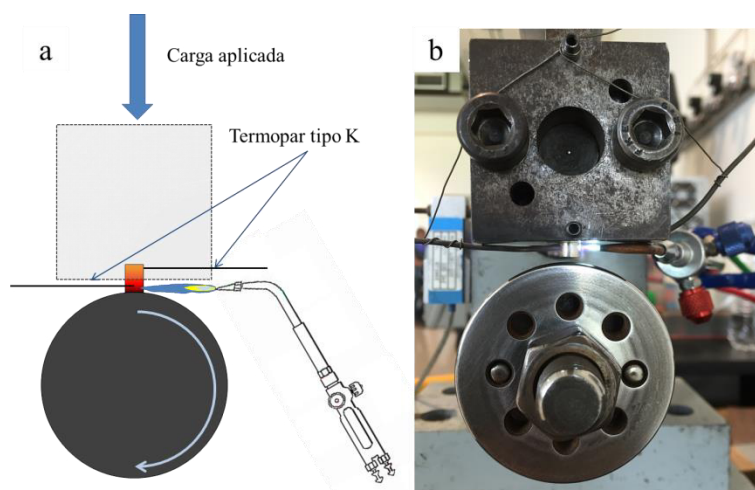


Figura 4.5 Forma de adquirir la temperatura durante las pruebas, a) esquema representativo y b) prueba a alta temperatura

Los datos de fricción y temperatura fueron adquiridos en el tribómetro a lo largo del ensayo de desgaste con una frecuencia de 1 Hertz.

4.5 Técnicas de caracterización

Con el fin de comprender el fenómeno de desgaste presente en cada ensayo, se realizó la caracterización de las probetas, rodillos de contacto y la viruta producto del

desgaste. Se utilizaron las técnicas de difracción de rayos-X, microscopia electrónica de barrido (MEB), mediante los detectores de electrones secundarios “SE”, electrones retrodispersados “BSE”, espectroscopia de rayos-X “EDX” y difracción de electrones retrodispersados “EBSD”.

4.5.1 Difracción de rayos-X

Durante cada ensayo de desgaste se realizó la recolección de la viruta producto del desgaste del sistema tribológico, con el fin de analizar la composición química del mismo. La viruta de desgaste se preparó mediante la técnica de preparación de muestras en polvo para análisis en difracción, bajo las mismas condiciones de operación antes descritas.

4.5.2 Análisis por microscopia electrónica de barrido

El análisis por microscopia electrónica de barrido (MEB), se realizó por medio de varios detectores, mencionados anteriormente, electrones secundarios “SE”, electrones retrodispersados “BSE”, espectroscopía de rayos-X “EDX” y difracción de electrones retrodispersados “EBSD” a diferentes voltajes de aceleración y distancias de trabajo según la técnica utilizada.

La superficie de contacto, de los pernos y rodillos, se analizó en el MEB por medio de los detectores de electrones retrodispersados, electrones secundarios y espectroscopía de rayos-X para el análisis químico elemental. Las probetas del sistema tribológico fueron montadas en portamuestras de aluminio por medio de cinta adhesiva

de carbono y recubiertas con una pequeña capa de oro por evaporación iónica, con el fin de asegurar la correcta conducción de electrones al momento del análisis en el MEB. Se utilizaron valores de voltaje de aceleración de 15 kV a 20 kV con una distancia de trabajo de 10 mm.

Una vez analizada la superficie desgastada de pernos y rodillos, las muestras se recubrieron con pintura de plata para proteger la superficie y posteriormente encapsular las muestras en baquelita conductiva. Se realizó el corte en sección transversal de las probetas encapsuladas mediante una cortadora de precisión STRUERS SECOTOM-15 equipada con un disco de corte de nitruro de boro cúbico. El corte se realizó con una velocidad de 2500 r.p.m. y un avance de 0.020 mm/seg para evitar sobrecalentamiento y desprendimiento de partículas presentes en las superficies.

La sección transversal de las muestras fue preparada con el procedimiento metalográfico y atacada químicamente, mediante los procedimientos descritos anteriormente, para analizar la posible deformación de la microestructura por debajo de la huella de desgaste. De la misma forma, el análisis por MEB se realizó mediante los detectores de electrones secundarios, electrones retrodispersados y espectroscopía de rayos-X.

Utilizando el mismo procedimiento de análisis en el MEB, descrito arriba, se estudió la viruta de desgaste, la cual fue colocada en cinta adhesiva de carbono y recubierta con una pequeña capa de oro por evaporación iónica, para asegurar la correcta conducción de electrones.

4.5.3 Análisis por difracción de electrones retrodispersados “EBSD”

Con el objetivo de observar la existencia de deformación en la microestructura o recristalización dinámica durante el desgaste de las probetas, se realizó el análisis de la sección transversal de las probetas con respecto a la superficie desgastada, mediante el detector de difracción de electrones retrodispersados instalados en el MEB.

El análisis se realizó con una cámara EDAX OCTANESU colocada en el MEB TESCAN VEGA 3SBH con valores de operación de 18–25 kV de voltaje de aceleración con una intensidad de corriente de 15–17, a una altura de 23 mm de distancia de trabajo y un ángulo de inclinación de 70° con respecto al haz de electrones.

La preparación de las probetas fue mediante el procedimiento metalográfico convencional, mediante desbaste con lijas de carburo de silicio, limpieza con jabón neutro y agua seguido de alcohol para eliminar contaminación, posteriormente, pulido durante 15 minutos en cada suspensión de diamante, 6 y 1 μm , 30 minutos en sílica coloidal de 0.25 μm y limpieza final de 15 minutos en baño ultrasónico con acetona para eliminar las impurezas y contaminación de la superficie.

4.5.4 Deformación de la microestructura

El análisis de la deformación en la microestructura se realizó en las muestras seccionadas transversalmente con respecto a la superficie desgastada, con el fin de observar el daño en la aleación producto del estudio de desgaste. La teoría de

delaminación de Suh [6], recomienda el análisis por debajo de la superficie desgastada para comprender el grado de daño real por debajo de la superficie.

El grado de deformación por debajo de la superficie desgastada se realizó mediante la identificación de las tres zonas propuestas por Suh: sin cambio microestructural y deformación elástica (zona 1); deformación microestructural, aparición de huecos y grietas, posible reorientación y refinamiento microestructural, donde se presenta la máxima deformación microestructural (zona 2) y capa tribológica producto del contacto de las superficies, con una microestructura y composición química diferente a la aleación original originada por las condiciones de operación y atmósfera del ensayo de desgaste (zona 3). La Figura 4.6 presenta un esquema de las zonas descritas en este párrafo.

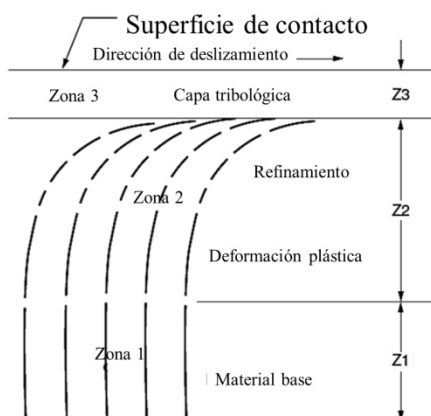


Figura 4.6 Esquema de las zonas observadas por debajo de las superficies desgastadas.

El valor obtenido del esfuerzo de tensión equivalente (ϵ) se realizó mediante la medición del ángulo cortante (ϕ) derivado del desplazamiento de la microestructura en la zona 2. El cálculo se obtuvo utilizando la ecuación 4.3 en función de la profundidad por debajo de la superficie deformada (ϕ , Z) [7].

$$\varepsilon = \frac{1}{3}\sqrt{3} \tan \varphi \quad (\text{Ec. 4.3})$$

Referencias

1. B. Bhushan, "Principles and Applications of Tribology", 2nd ed, John Wiley & Sons, 2013.
2. "HAYNES 282 Alloy", High-Temperatures alloy, Haynes International.
3. J.C. Walker, I.M. Ross, C. Reinhard, W.M. Rainforth y P.Eh. Hovsepian, "High temperature tribological performance of CrAlYN/CrN nanoscale multilayer coatings deposited on gamma-TiAl", Wear, Vol. 267, 2009, pp 965-975.
4. I.M. Hutchings, "Tribology, Friction and Wear of Engineering Materials", 1st ed, Edward Arnold, 1992.
5. J.P. Holman, "Heat Transfer", Mc Graw Hill, 1986.
6. N.P. Suh, "The delamination theory of wear", Wear, 1973, Vol. 25, pp 111-124.
7. P.L. Menezes, Kishore y S.V. Kailas, "Subsurface deformation and the role of surface texture - A study with Cu pins and steel plates", Sadhana, 2008, Vol. 33, Parte 3, pp 191-201.

CAPÍTULO 5

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

5.1 Caracterización microestructural

La microestructura que presentaron las aleaciones en condición de material recibido se presentan en la Figura 5.1, en la parte superior de izquierda a derecha, se muestra la Haynes 282© atacada químicamente (a) y ataque por oxidación (b). Así mismo, en la parte inferior se presenta la aleación γ -TiAl atacada químicamente (c) y atacada por oxidación (d), respectivamente.

La microestructura, presentada en la Figura 5.1a, de la Haynes 282© consiste en una matriz austenítica γ con precipitación de carburos del tipo MC distribuidos a lo largo de la microestructura. Por otra parte, de la aleación γ -TiAl (Figura 5.1d) está compuesta por la matriz de fase gama, γ , equiaxial (granos color azul claro y amarillo) con un tamaño de grano bimodal y colonias aleatorias de la microestructura tipo laminar γ/α_2 , señaladas por las flechas.

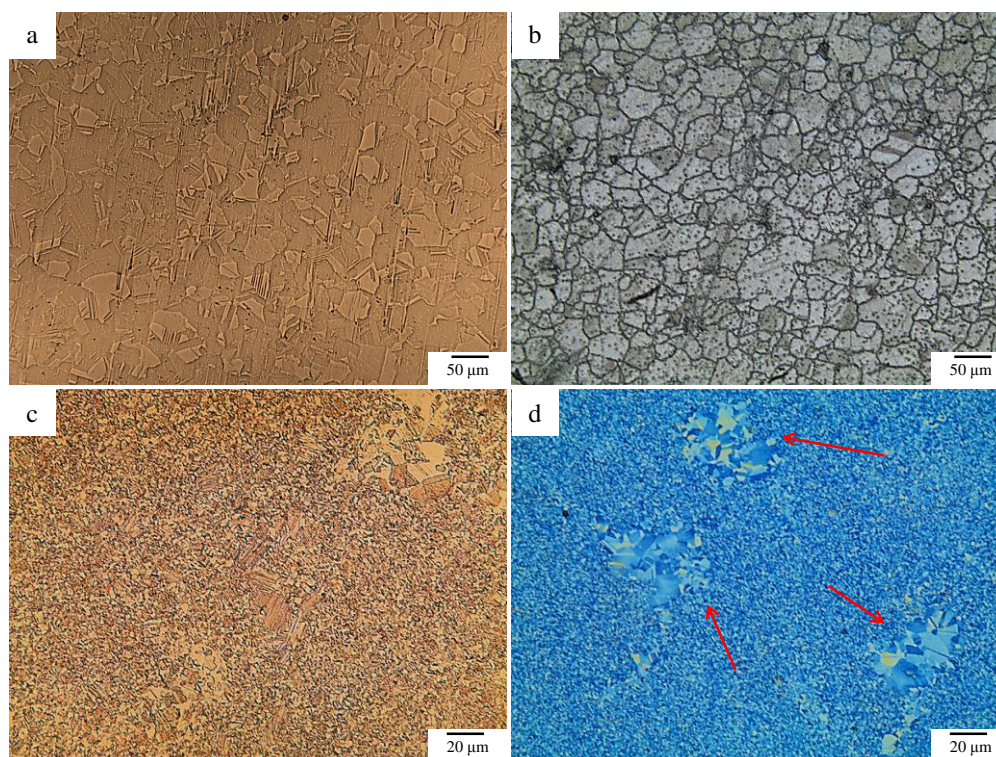


Figura 5.1 Micrografías por MO de las aleaciones en condición de material recibido, la Haynes 282© atacada químicamente (a) y por oxidación (b), γ -TiAl atacada químicamente (c) y por oxidación (d).

Con la información obtenida del análisis por microscopía óptica (MO), mediante el analizador de imágenes, se determinó que el tamaño de grano es de 20 μm para la Haynes 282©. Para la aleación γ -TiAl se obtuvo un valor promedio de 5 μm de tamaño de grano equiaxial γ , resultado de una mezcla de grano fino, grano grueso columnar con 9.85% de fracción área y 26% fracción área de γ/α_2 para la microestructura laminar con espaciamiento laminar de 0.13 a 1.3 μm .

Autores como Bohlert y *col* [1] y Osoba y *col* [2] han reportado tamaños de grano por debajo de 50 μm en condiciones de trabajado, el cual es un valor muy cercano al obtenido para la aleación en su condición de material recibido. Por otra parte, la microestructura dúplex de la aleación γ -TiAl en condición de material recibido, ha sido

reportada en investigaciones realizadas por Kruzic y *col* [3] y Campbell y *col* [4], la cual fue obtenida en aleaciones forjadas por encima de los 1100°C y posteriormente tratadas térmicamente por encima de los 1300° durante dos horas y seguidas de un enfriamiento al aire. Por lo tanto, se puede considerar que ambas aleaciones provienen de un proceso de trabajado mecánico.

Las microestructuras obtenidas después del tratamiento térmico, para ambas aleaciones, se muestran en la Figura 5.2, donde se puede apreciar un aumento del tamaño de grano para la Haynes 282© en comparación con la micrografía presentada previamente, Figura 5.2a. Por otra parte, se observa un cambio en la distribución de las fases presentes y aumento de tamaño de las fases equiaxial y laminar en la aleación γ -TiAl, (Figura 5.2b).

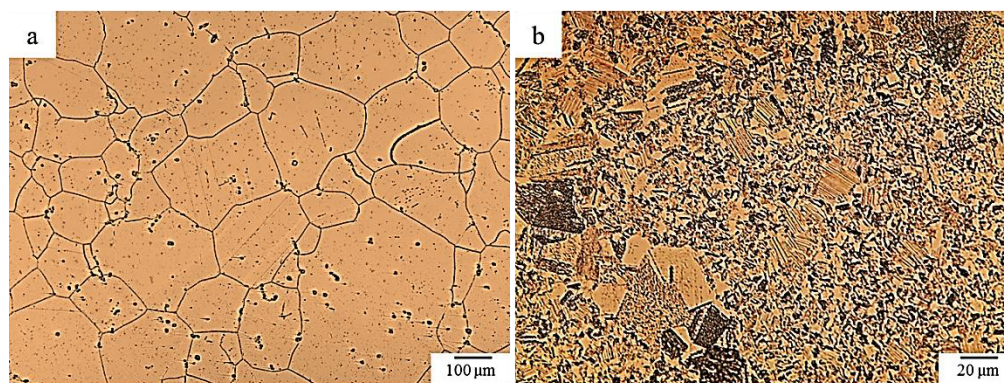


Figura 5.2 Micrografías por MO de las aleaciones tratadas térmicamente, a) Haynes 282© y b) γ -TiAl.

El análisis de las microestructuras obtenidas por medio de MO, en ambas aleaciones, empleado el mismo método en el analizado de imágenes, dio como resultado un tamaño de grano de 150 µm y distribución de carburos del tipo MC y $M_{23}C_6$ con morfología de bloque para la aleación Haynes 282©. En la aleación γ -TiAl, se puede observar el incremento en la cantidad de granos equiaxiales, el tamaño de grano

obtenido fue 10 μm , el cual es mayor al de material en condición inicial, siendo una combinación de grano fino, grano grueso columnar con 25% fracción área, y 34% fracción área de γ/α_2 para la microestructura laminar con espaciamiento laminar de 0.18 a 1.3 μm .

La microestructura presentada en la aleación Haynes 282© posterior al tratamiento térmico, conocida como microestructura endurecida por envejecimiento o condición tratada térmicamente, ha sido reportada por Pike [5] y fue obtenida mediante la ruta de tratamiento térmico recomendada por el fabricante [6], la cual fue utilizada en esta investigación como ya fue discutido en la Sección 2.1.2.1. El resultado en la microestructura γ -TiAl, ha sido reportada por Schwaighofer y *col* [7], con valores de tamaño de grano equiaxial 7.5 μm y 34% fracción área γ/α_2 , los cuales son muy cercanos a los obtenidos mediante el análisis de microestructural de la aleación de estudio, la ruta de tratamiento térmica realizada fue descrita en la Sección 2.1.4.2.

Autores como Leyens y Peters [8], han encontrado la mejor relación microestructura–propiedades mecánicas, en aleaciones γ -TiAl con una fracción área γ/α_2 cercana al 30%, el cual es muy cercano al valor obtenido (34%) mediante el tratamiento térmico utilizado en esta investigación.

El análisis por difracción de rayos-X para la aleación Haynes 282© en condición de material recibido (MR) y tratada térmicamente (TT), se muestra en la Figura 5.3. Se puede apreciar que no existe un cambio significativo en el espectro de difracción en ambas condiciones térmicas, presentado los picos de las fases matriz γ -Ni, precipitado γ' -Ni₃(Al, Ti) y trazas de carburos de titanio del tipo MC (TiC).

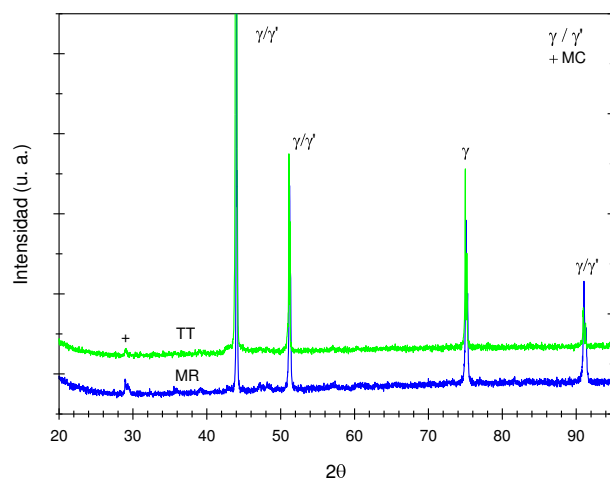


Figura 5.3 Espectro de difracción de rayos-X de la aleación Haynes 282© en la condición de material recibido (MR) y tratada térmicamente (TT).

Por otra parte, el espectro de difracción de rayos-X de la aleación γ -TiAl en condiciones de material recibido y tratada térmicamente se muestra en la Figura 5.4. La condición de material recibido (MR) presenta tres fases, la matriz γ -TiAl, β -Ti y α_2 -Ti₃Al. El espectro de difracción de la aleación tratada térmicamente (TT) presentó sólo dos fases γ -TiAl y α_2 -Ti₃Al, y la ausencia de la fase β -Ti.

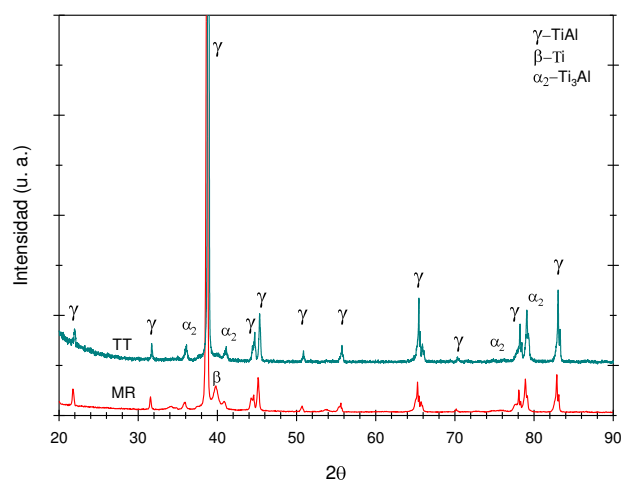


Figura 5.4 Espectro de difracción de rayos-X de la aleación γ -TiAl en las condiciones de material recibido (MR) y tratada térmicamente (TT).

La información obtenida en el análisis de difracción concuerda con investigaciones realizadas por Pike [5] y Takeyama y Kobayashi [9], para la aleación Haynes 282© y γ -TiAl, respectivamente.

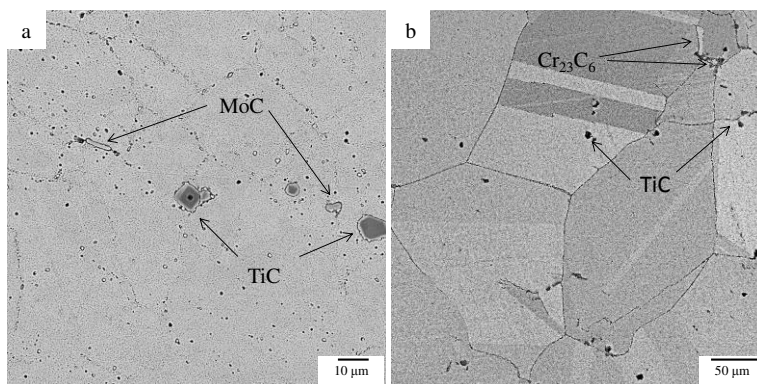


Figura 5.5 Micrografías de la aleación Haynes 282©, en condición de material de recibido (a) y tratada térmicamente (b), mediante el MEB–“BSE”.

El resultado del análisis microestructural por microscopía electrónica de barrido (MEB) utilizando el detector de electrones retrodispersados “BSE” y espectroscopia de dispersión de elementos “EDS” se presentan en las Figuras 5.5 y 5.6, respectivamente. En la Figura 5.5 se observa la aleación Haynes 282© en las condiciones de material recibido (a) y tratada térmicamente (b). En la condición de material recibido (Figura 5.5a) se puede observar una microestructura austenítica en fase gama, γ , con presencia de carburos del tipo MC con morfología de diamante y bloque. La aleación tratada térmicamente (Figura 5.5b) muestra una microestructura austenítica con un tamaño de grano mayor y presencia de carburos del tipo MC en forma de diamante y del tipo $M_{23}C_6$ en los límites de grano. El análisis químico semicuantitativo por “EDX” obtenido en la matriz austenítica y las partículas señaladas por las flechas de la Figura 5.5, se muestran en los espectros de composición química de la Figura 5.6.

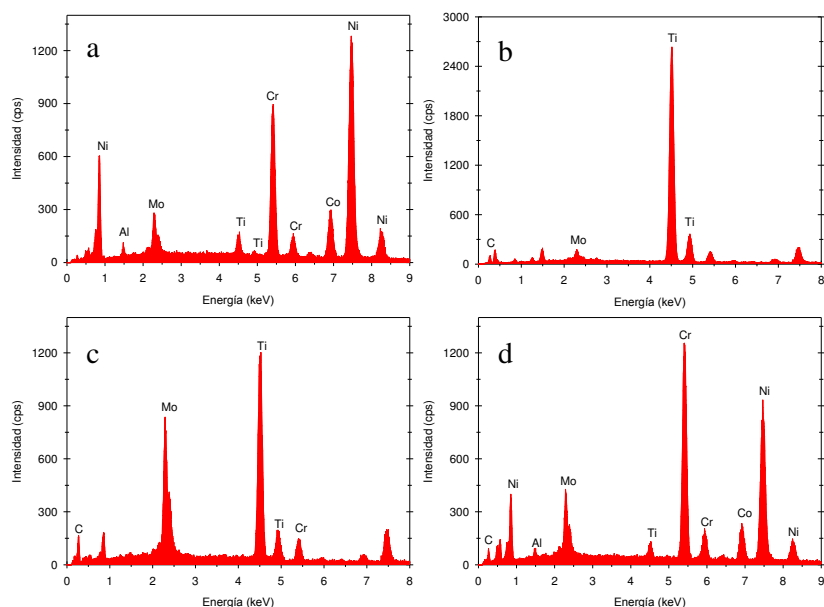


Figura 5.6 Análisis mediante MEB–“EDX” de la Figura 5.5, mostrando a) la matriz austenítica γ , b) carburo de titanio (TiC), c) carburo de titanio–molibdeno (Ti, Mo)C y d) carburo de cromo (Cr_{23}C_6).

En la Figura 5.6a se puede observar el análisis químico semicuantitativo de la matriz γ , en el cual presenta altos contenidos de níquel, cromo, cobalto y molibdeno. El análisis de los puntos señalados como carburos de titanio y carburos titanio–molibdeno, del tipo MC, se pueden observar en la Figura 5.6b y 5.6c, respectivamente, en la cual se presenta un alto contenido en titanio para los carburos de titanio (TiC), Figura 5.6b, y altas concentraciones de titanio y molibdeno para los carburos de titanio–molibdeno (Ti, Mo)C, Figura 5.6c. Los resultados obtenidos en ambas condiciones térmicas para la Haynes 282© han sido reportada en investigaciones realizadas por Osoba y *col* [2] y Boehlert y *col* [1].

En la Figura 5.7 se muestran las micrografías correspondientes a la aleación γ –TiAl en condición de material recibido (a, c) y tratada térmicamente (b, d). Las micrografías fueron adquiridas mediante el detector “BSE” en el MEB

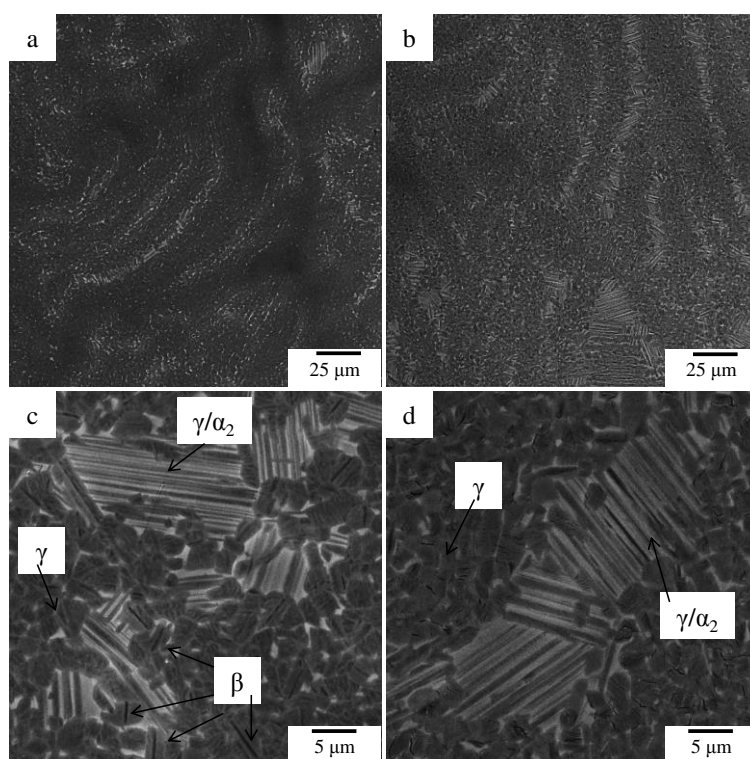


Figura 5.7 Micrografías de la aleación γ -TiAl en condición de material recibido (a, c) y tratada térmicamente (b, d), mediante el MEB-“BSE”.

En la Figura 5.7, correspondiente a la aleación γ -TiAl, se puede observar un aumento en la fase laminar (tonalidad gris clara) de la condición tratada térmicamente, Figura 5.7b, con respecto a la condición de material recibido, Figura 5.7a. Por otra parte, en la Figura 5.7c se pueden apreciar las tres fases obtenidas mediante el análisis por difracción de rayos-X, mostrado en la Figura 5.4, para la condición de material recibido las cuales son: γ -TiAl con morfología de granos equiaxiales (gris medio), α_2 -Ti₃Al en combinación con γ -TiAl con morfología laminar (gris claro) y β -Ti en forma de aguja (gris oscuro). En el caso de la aleación γ -TiAl tratada térmicamente, Figura 5.7d, se puede observar la presencia de las fases obtenidas en el análisis de difracción de rayos-X, γ -TiAl (granos equiaxiales tono gris oscuro), y α_2 -Ti₃Al en combinación con γ -TiAl (laminillas en tonos gris claro y oscuro). En investigaciones realizadas por Sreenivasulu y col [10] y Kong y col [11], mediante la aplicación de tratamientos térmicos a la aleación γ -TiAl, se obtuvieron microestructuras similares a las obtenidas

en esta investigación. La disminución o ausencia de la fase β -Ti, en la condición tratada térmicamente (Figura 5.7d), se obtuvo mediante la ruta de tratamiento térmico utilizada en esta investigación, la cual fue reportada por Schwaighofer y *col* [7].

En la Tabla 5.1 se presenta el análisis por “EDX” de la composición química semicuantitativa de las fases γ , β , α_2/γ , señaladas en la Figura 5.7. Se puede observar una mayor presencia del elemento titanio en la fase β -Ti y altas concentraciones de niobio. Por otra parte, la fase γ -TiAl muestra valores muy cercanos de los elementos aluminio y titanio, mientras la fase compuesta por la microestructura laminar α_2/γ presenta un aumento en la concentración de titanio.

Tabla 5.1 Resultado del análisis por espectroscopía de las diferentes fases encontradas en la γ -TiAl, mostrado en porcentaje atómico.

Fase	Al (%at)	Nb (%at)	Ti (%at)
γ	46.91	7.38	45.71
α_2/γ	39.14	7.01	53.84
β -Ti	20.47	10.83	68.47

La alta concentración de niobio en la fase β -Ti, puede estar relacionada a la propiedad de estabilización de esta fase. Además se puede observar la disminución de niobio en la microestructura laminar (α_2/γ) el cual ha sido reportado como desestabilizador de la fase α_2 durante la transformación $\beta \rightarrow \alpha_2$. Este fenómeno ha sido reportado por Imaev y *col* [12] y Niu y *col* [13] para aleaciones avanzadas base titanio, así como valores de porcentaje atómico similares a los obtenidos en esta investigación.

La microdureza en escala Vickers, HV, obtenida en ambas aleaciones, en condiciones de material recibido y tratada térmicamente se presenta en la Tabla 5.2, donde se puede apreciar una disminución en los valores de dureza en las condiciones tratadas térmicamente con respecto a su condición de material recibido, esto ocurre en ambas aleaciones.

Tabla 5.2 Microdureza Vickers de las aleaciones Haynes 282© y γ -TiAl, en condiciones de material recibido y tratada térmicamente.

Haynes 282©		γ -TiAl	
Material recibido	Tratamiento térmico	Material recibido	Tratamiento térmico
424 HV	385 HV	419 HV	387 HV

La disminución en el valor de dureza de la aleación Haynes 282© de 424HV a 385HV se relaciona con el aumento en el tamaño de grano y disminución de esfuerzos residuales presentes en la condición de material recibido, esto ocasionado por el tratamiento térmico realizado a la aleación. Los datos de dureza obtenidos concuerdan con la información publicada por Haynes International® [6], en condiciones de material trabajado y tratado térmicamente, respectivamente, así como, en investigaciones realizadas por Pike [5] y Osoba y *col* [2] en esta aleación.

Investigaciones realizadas por Jovanovic y *col* [14], y Kothari y *col* [15] demostraron una disminución en la propiedad de dureza en las aleaciones γ -TiAl ocasionado por el aumentó en el tamaño y cantidad de colonias de granos columnares equiaxiales de la fase γ en la microestructura. Esto se puede observar en los datos obtenidos en el ensayo de dureza realizado en esta aleación. En la condición de material recibido se obtuvo un valor de dureza de 419 HV en comparación con 387 HV en la condición tratada térmicamente. Valores promedio para la fase γ -TiAl columnar de 320

HV, en la condición tratada térmicamente, difieren con valores de 375 HV para la condición de material recibido. Factores que provocan la disminución en los valores de dureza.

5.2 Resultados del estudio tribológico

Los datos obtenidos en los ensayos de desgaste son mostrados en esta Sección, tales como, pérdida de material en masa, coeficiente de fricción, evolución superficial de la huella de desgaste, perfil de durezas y deformación en términos de esfuerzo de tensión equivalente en la sección transversal.

5.2.1 Desgaste de la aleación Haynes 282©

5.2.1.1 Desgaste en la aleación Haynes 282© a baja temperatura

En la Figura 5.8 se presenta la gráfica de pérdida en masa de la aleación Haynes 282© con respecto a la distancia recorrida durante el ensayo que fue a temperatura ambiente. Se puede observar una mayor pérdida de material en la condición tratada térmicamente (TT@TA) con respecto a la condición de material recibido (MR@TA). Los valores de pérdida de material obtenidos al final de la prueba fueron 381.80 mg y 464.50 mg, para las condiciones de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.

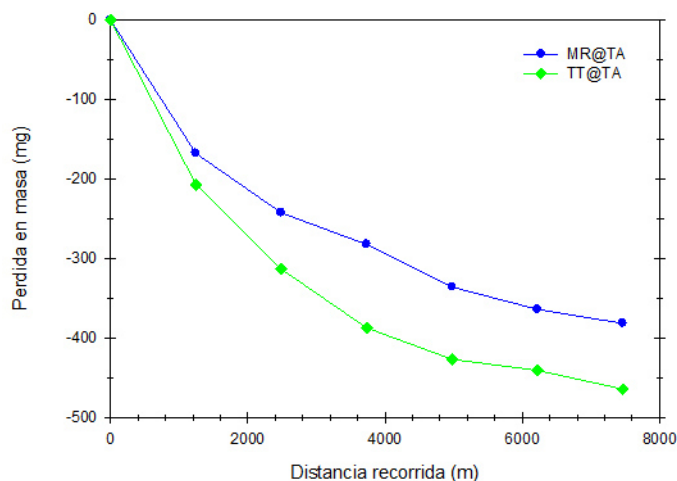


Figura 5.8 Cinética de pérdida en masa de la Haynes 282© desgastada a baja temperatura, en la condición de material recibido (MR@TA) y tratada térmicamente (TT@TA).

El mayor desgaste en términos de pérdida en masa de la aleación Haynes 282© en la condición tratada térmicamente, se relaciona con el tamaño de grano en la microestructura, el cual es mayor con respecto a la condición de material recibido, aunado a una diferencia en la dureza del material, donde la aleación en condición de recibido presenta un valor más alto (424 HV). Esto concuerda con el postulado de Archard [16], donde la dureza es un factor determinante en la pérdida de material en la aleación originada por el desgaste. Estudios tribológicos realizados por Tekin y Malayoglu [17] y Lu y *col* [18] relacionaron un mayor desgaste, en términos de pérdida en masa, en aleaciones base níquel con la diferencia en el tamaño de grano y dureza del material, las tendencias reportadas en las investigaciones mencionadas son similares a las obtenidas en este estudio, donde, a menor tamaño de grano y/o mayor dureza, el material presentaba una menor pérdida de material.

El coeficiente dimensional de desgaste, k , con respecto a la distancia recorrida, se calculó mediante los datos de la Figura 5.8. El coeficiente dimensional de desgaste

obtenido se presenta en la Figura 5.9. Se puede observar una tendencia parabólica de los datos obtenidos. De la misma manera, los valores calculados muestran un mayor desgaste, en términos de coeficiente dimensional de desgaste, para la aleación Haynes 282© tratada térmicamente (TT@TA) de $k = 1.29 \times 10^{-3}$ y $1.06 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N-m}$ para la condición de material recibido.

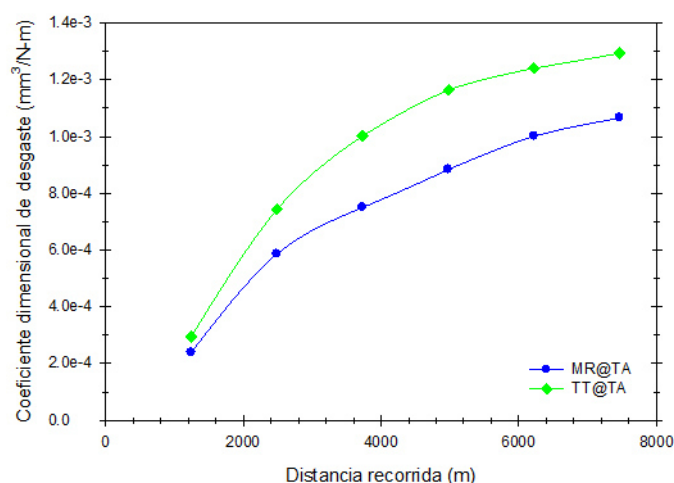


Figura 5.9 Coeficiente dimensional de desgaste a baja temperatura para la Haynes 282©.

Bulut–Coskun y *col* [19] obtuvieron valores de coeficiente dimensional de desgaste de $k = 2.9 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N-m}$ para la aleación base níquel Haynes 214© a temperatura ambiente, valor muy cercano al obtenido en esta investigación. La diferencia en el valor obtenido en esta investigación y la reportada por Bulut–Coskun y *col* puede relacionarse a la dureza reportada en su investigación la cual fue 289 HV.

El coeficiente de fricción promedio, adimensional, con respecto a la distancia recorrida para ambas condiciones térmicas de la Haynes 282©, material recibido (MR@TA) y tratada térmicamente (TT@TA), son presentados en la Figura 5.10. Se puede observar en la gráfica un comportamiento similar en ambos sistemas tribológicos.

El valor de coeficiente de fricción promedio final, para la condición de material recibido fue $\mu = 0.55$ y 0.59 para la tratada térmicamente. La tendencia presentada por los coeficientes de fricción promedio en los ensayos de desgaste a baja temperatura de la Haynes 282©, está relacionada con un desgaste del tipo metálico-plástico.

Autores como, Archard y Hirst [20] y Suh [21] han observado, en sistemas tribológicos metálicos bajo condiciones sin lubricación, tendencias similares en el coeficiente de fricción. Por otra parte, Tekin y Malayoglu [17] reportaron tendencias aproximadas en el coeficiente de fricción promedio ($\mu = 0.76$), en una aleación base níquel, en la cual se observó un alto grado de desgaste por remoción de material generando un mecanismo de desgaste metálico relacionado con la deformación plástica y adhesión.

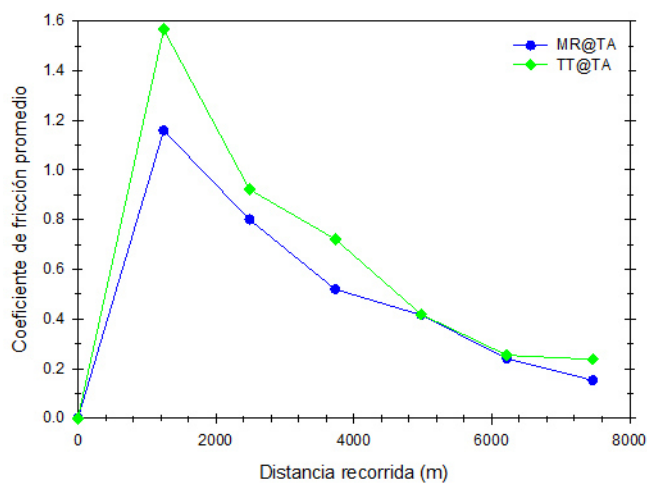


Figura 5.10 Coeficiente de fricción promedio a lo largo de la distancia recorrida para la Haynes 282© desgastada a baja temperatura.

La evolución de la rugosidad en la superficie con respecto a la distancia recorrida de la aleación Haynes 282© desgastada a baja temperatura, es presentada en la Figura

5.11. En ambas condiciones térmicas, material recibido (MR@TA) y tratado térmicamente (TT@TA), se puede apreciar un comportamiento oscilatorio de aumento y disminución en el valor de la rugosidad, el cual puede estar relacionado con mecanismo de adhesión y desprendimiento, lo cual genera partículas abrasivas que producen marcas de arado profundas en las superficies de contacto por desgaste abrasivo en tres-cuerpos.

Menezes [16] relaciona valores de rugosidad, expresados en Ra, y el coeficiente de fricción generado por el sistema tribológico, como un sistema dependiente. Tomando en cuenta este postulado y relacionando los valores calculados de coeficiente de fricción y la rugosidad, se puede suponer un endurecimiento por deformación de las partículas adheridas en la superficie y posterior remoción.

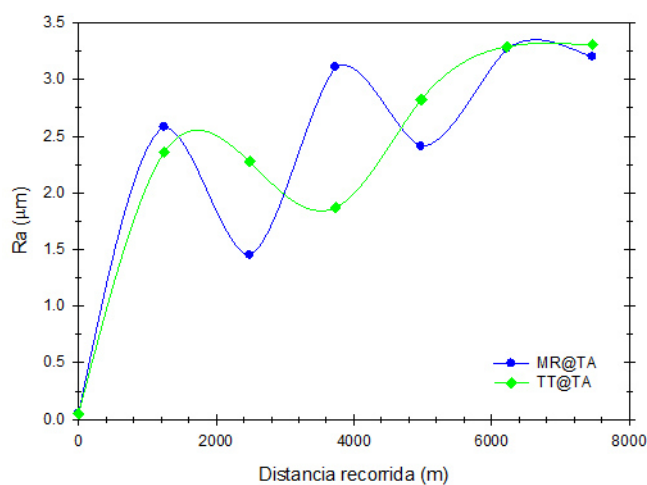


Figura 5.11 Evolución superficial de la rugosidad obtenida de los ensayos de desgaste a baja temperatura de la Haynes 282©.

El análisis del comportamiento de la aleación por debajo de la superficie desgastada, en sección transversal, se presenta en las Figuras 5.12 y 5.13. En la Figura

5.12 se muestra un perfil de microdurezas a partir de la superficie desgastada, en escala de dureza Vickers, en función de la profundidad por debajo de la superficie, en milímetros. En ambas condiciones térmicas, se puede observar un aumento en la dureza la zona cercana a la superficie desgastada con respecto al valor promedio inicial antes del ensayo de desgaste, seguido de una tendencia a acercarse a éste valor. Para el caso de la condición de material recibido (MR@TA) presentó un valor de microdureza promedio cercano a la superficie de 435 HV y 492 HV para la tratada térmicamente (TT@TA), en comparación con los valores obtenidos antes del ensayo 424 HV y 385 HV, respectivamente.

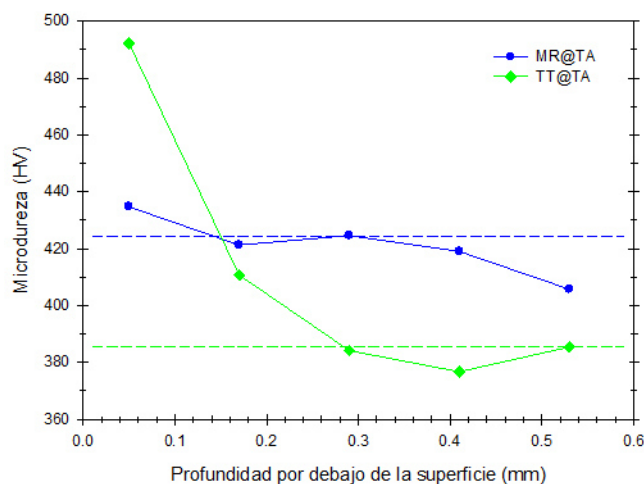


Figura 5.12 Perfil de microdurezas en función de la profundidad por debajo de la superficie desgastada a baja temperatura de la Haynes 282©.

La deformación de la microestructura generada por el desgaste, en términos de deformación equivalente en tensión (ϵ), en función de la profundidad por debajo de la superficie, Figura 5.13, presenta un alto valor de deformación, el cual es mayor en la aleación tratada térmicamente (TT@TA) con respecto a la condición de material recibido (MR@TA).

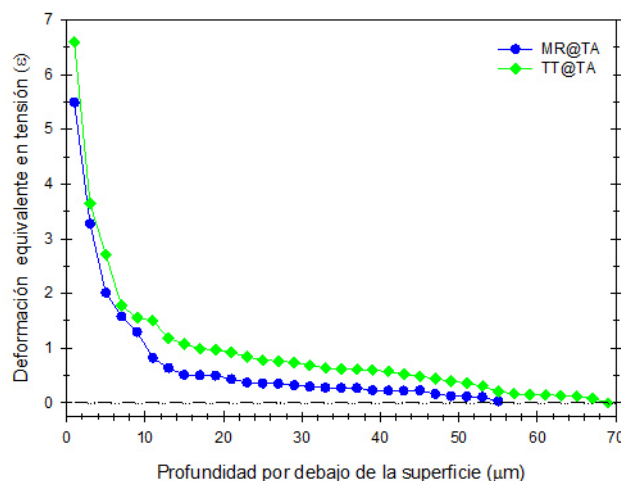


Figura 5.13 Deformación equivalente en tensión en función de la profundidad por debajo de la superficie desgastada a baja temperatura de la Haynes 282©.

Con la información obtenida en el análisis en sección transversal de la Haynes 282© se puede considerar que existe un alto grado de deformación plástica por debajo de la superficie desgastada, presente en ambas condiciones térmicas. Los altos valores de microdureza y deformación equivalente en tensión obtenidos de la aleación tratada térmicamente, puede ser relacionados al crecimiento del tamaño de grano como consecuencia de dicho tratamiento, variable que favorece la deformación plástica y que fomenta el aumento en la remoción de material producto del desplazamiento y desprendimiento de material. Este comportamiento ha sido reportado por Tekin y Malayoglu [17] en aleaciones base níquel con diferente tamaño de grano y dureza, bajo condiciones de desgaste semejantes entre sí.

En la Figura 5.14 se muestra la gráfica de temperatura instantánea en la superficie de contacto para los ensayos de desgaste de la Haynes 282© a baja temperatura. Donde, se puede observar una temperatura máxima alcanzada de 587°C. Hutchings [22] encontró, en sistemas tribológicos metálicos deslizantes, que la temperatura en la zona de contacto puede exceder los 700°C. Por su parte, Sharma y *col*

[23] obtuvieron valores de 525°C en la superficie de contacto de sistemas metálicos deslizantes, principalmente en aceros con diferentes microestructuras.

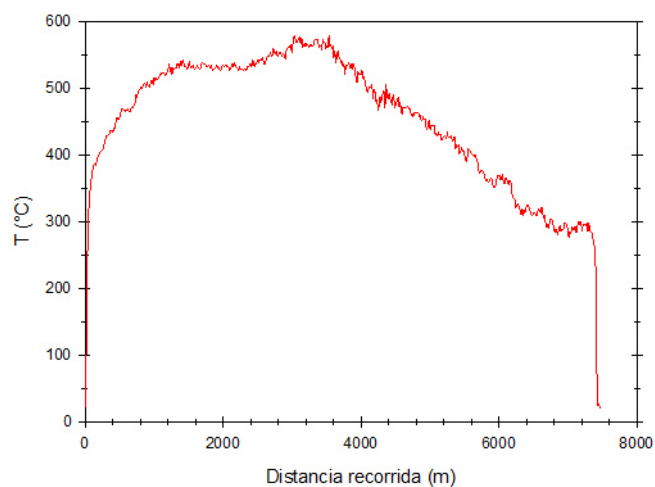


Figura 5.14 Temperatura instantánea en la superficie de contacto en función de la distancia recorrida para la Haynes 282© desgastada a baja temperatura.

Abdel-Aal [24] relaciona el incremento de la temperatura en la superficie de contacto con la capacidad de disipar el calor generador en el sistema tribológico, propiedad de los materiales relacionada con la difusividad térmica, esta propiedad depende principalmente de la microestructura que presentan las aleaciones. La difusividad térmica reportada para la aleación Haynes 282© es $\alpha = 2.88 \times 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ [6], la cual es baja comparada con otros sistemas metálicos, por ejemplo, aceros inoxidables ferríticos $3.74 \times 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ [25]. Por lo cual, se puede considerar que, la elevada temperatura alcanzada es efecto de la baja difusividad térmica de la Haynes 282© producto de la microestructura austenítica presenta.

5.2.1.2 Desgaste en la aleación Haynes 282© a alta temperatura

La cinética de pérdida de material en masa con respecto a la distancia recorrida obtenida de los ensayos de desgaste a alta temperatura para la Haynes 282© en ambas condiciones térmicas se presenta en la Figura 5.15. Se puede observar una disminución en la cantidad de masa pérdida con respecto a los ensayos realizados a temperatura ambiente. Ambas condiciones térmicas presentan, en diferentes lapsos, una pérdida acelerada de material seguido de una disminución en cantidad de material removido, además de valores muy cercanos de pérdida de material entre ambas condiciones térmicas, caso contrario a lo obtenido en los ensayos tribológicos a baja temperatura.

La condición de material recibido (MR@AT) presentó 136.70 mg de pérdida en masa, mientras, la tratada térmicamente (TT@AT) perdió 148.40 mg, los cuales son menores, comparados con los ensayos a baja temperatura, 381.80 mg y 464.50 mg, respectivamente. Sin embargo, similar a lo obtenido en los ensayos de desgaste a alta temperatura, la condición de material recibido presenta mejores propiedades al desgaste a alta temperatura, en términos de pérdida de material en masa.

La disminución en los valores de pérdida en masa en los ensayos a alta temperatura está relacionada a la propiedad mecánica de aumento en el endurecimiento y esfuerzo de cedencia conforme aumenta la temperatura, así como, la posible aparición de óxidos en las superficies de contacto en las aleaciones base níquel. Esto concuerda con los resultados reportados por Blau [26], donde, se presentó una disminución considerable en el desgaste de sistemas tribológicos en aleaciones base níquel a alta temperatura. Además estos resultados también se relacionan con los resultados obtenidos por Kesavan y *col* [27] donde a mayor temperatura de ensayo se presenta un menor

desgaste comparado con los valores obtenidos a temperatura ambiente. Asociando este fenómeno a la presencia de óxido en las superficies

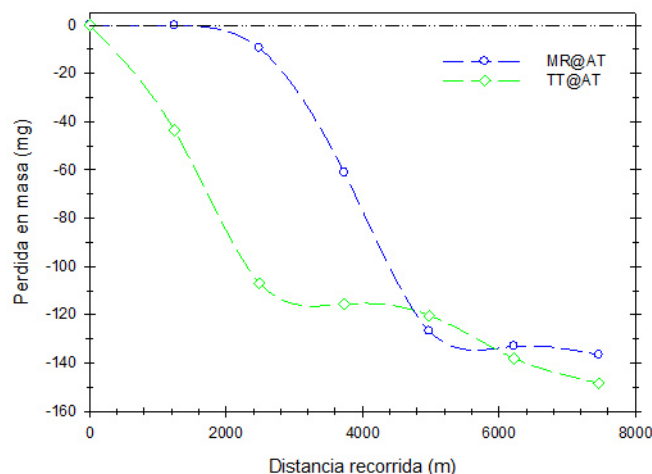


Figura 5.15 Cinética de pérdida en masa de la Haynes 282© desgastada a alta temperatura, en la condición de material recibido (MR@AT) y tratada térmicamente (TT@TA).

Los resultados obtenidos para el coeficiente dimensional de desgaste en los ensayos a alta temperatura para la Haynes 282© se muestran en la Figura 5.16. Se puede observar la tendencia lineal en la etapa inicial del ensayo en ambas condiciones térmicas, seguido de una marcada reducción. La condición tratada térmicamente (TT@AT) presenta valores ligeramente mayores en las etapas finales de la prueba, con respecto a la condición de material recibido (MR@AT).

Los valores obtenidos para los coeficientes de desgaste para cada condición fueron, $1.95 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ para la condición de material recibido y $2.12 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ para la tratada térmicamente. Bulut–Coskun y *col* [19] obtuvieron un valor de coeficiente dimensional de desgaste de $5.6 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ para la aleación Haynes

214, el cual es un valor relativamente cercano a lo obtenido en la presente investigación. Además, de presentar, de igual manera, una disminución en los valores de coeficiente de desgaste en los ensayos realizados a alta temperatura en comparación con los obtenidos a temperatura ambiente. Este fenómeno también fue relacionado con la presencia de óxidos, partículas abrasivas y dislocaciones en las huella de desgaste en la superficie desgastada.

Por su parte Kashani y *col* [28] relacionaron la disminución del desgaste con el endurecimiento por deformación a alta temperatura y la formación de una capa compacta y uniforme de óxido sobre la superficie para una aleación base níquel.

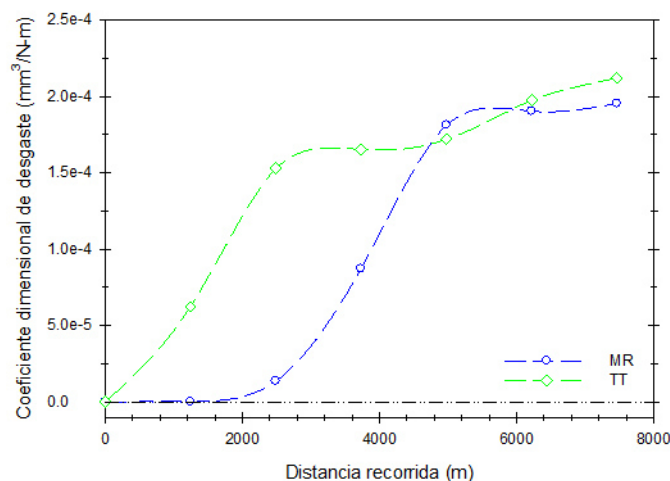


Figura 5.16 Coeficiente dimensional de desgaste a alta temperatura para la Haynes 282©.

El coeficiente de fricción promedio obtenido del ensayo de desgaste a alta temperatura para la Haynes 282© se presenta en la Figura 5.17. En la condición de material recibido (MR@AT) se puede apreciar un aumento conforme avanza la prueba, un punto máximo y una posterior disminución en el valor promedio obtenido. Una

tendencia similar se presenta en la condición tratada térmicamente (TT@TA), donde se pueden apreciar dos puntos máximos, siendo mayor el segundo, seguidos de una disminución en el valor promedio. El valor del coeficiente de fricción promedio final obtenido para cada condición térmica fue 0.98 y 1.09, condición de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente. Se puede apreciar un aumento de los valores obtenidos en los ensayos a temperatura ambiente 0.55 y 0.59, respectivamente.

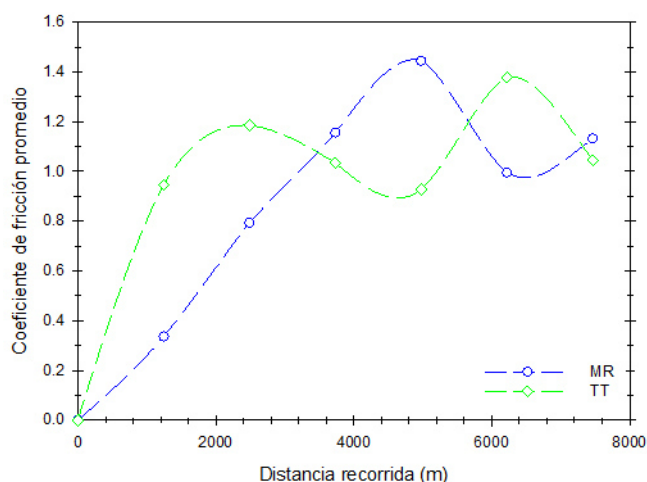


Figura 5.17 Coeficiente de fricción promedio a lo largo de la distancia recorrida para la Haynes 282© desgastada a alta temperatura.

Aumentos considerables en el valor del coeficiente de fricción en aleaciones base níquel expuestas a desgaste a alta temperatura han sido reportados por Pauschitz y *col* [29], relacionando este comportamiento al crecimiento de capas de óxido frágiles no adherentes. Estas capas, pueden proteger y disminuir el desgaste en cierto grado, sin embargo, el coeficiente de fricción sufre un aumento debido a su existencia. El comportamiento de fricción presente en esta investigación para la Haynes 282© es similar a lo presentado por Pauschitz y *col*. Las oscilaciones mostradas por el coeficiente de fricción presentes en esta investigación se discutirán a continuación.

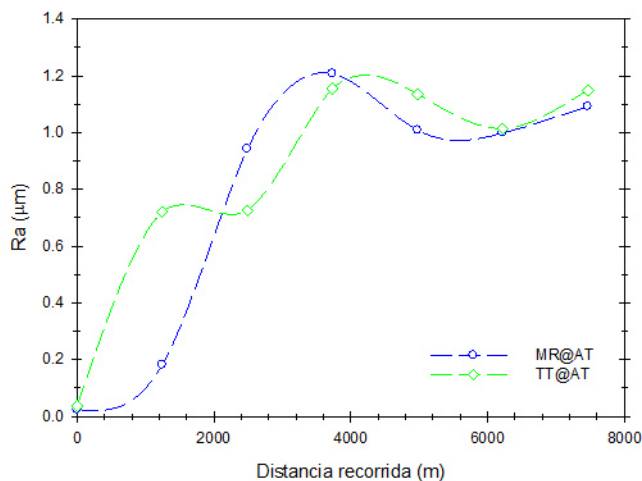


Figura 5.18 Evolución superficial de la rugosidad obtenida de los ensayos de desgaste a alta temperatura de la Haynes 282©.

En la Figura 5.18 se puede observar el comportamiento de la evolución superficial del material en términos de la rugosidad con respecto a la distancia recorrida para la Haynes 282© desgastada a alta temperatura. El comportamiento presentado por la aleación en ambas condiciones térmicas se puede considerar similar entre sí, al existir una tendencia fluctuante con aumentos y disminuciones en los valores de rugosidad media (Ra). La tendencia fluctuante exhibida en los ensayos de desgaste a alta temperatura está relacionada a formación y desprendimiento de parches de material o partículas, que pueden ser metálicas u óxidos.

Si se considera como un sistema tribológico dependiente fricción–rugosidad, como ha sido propuesto por Menezes [16], el comportamiento de la fricción y la rugosidad en la superficie en la Haynes 282© desgastada a alta temperatura, puede originarse por el endurecimiento de la aleación por debajo de la superficie y la presencia de parches o adhesiones de material sobre la superficie desgastada. El comportamiento de la evolución superficial obtenido a alta temperatura es similar al presentado a temperatura ambiente para esta aleación, Haynes 282©, con lo cual se puede esperar la

presencia de partículas adheridas en la superficie y un endurecimiento por debajo de la huella de desgaste en las muestras desgastadas a temperatura ambiente y alta temperatura.

La Figura 5.19 presenta el análisis en sección transversal del perfil de microdurezas en escala Vickers, y la Figura 5.20 la deformación de la microestructura, en términos de deformación equivalente en tensión, por debajo de la huella de desgaste, para la aleación Haynes 282© desgastada a alta temperatura.

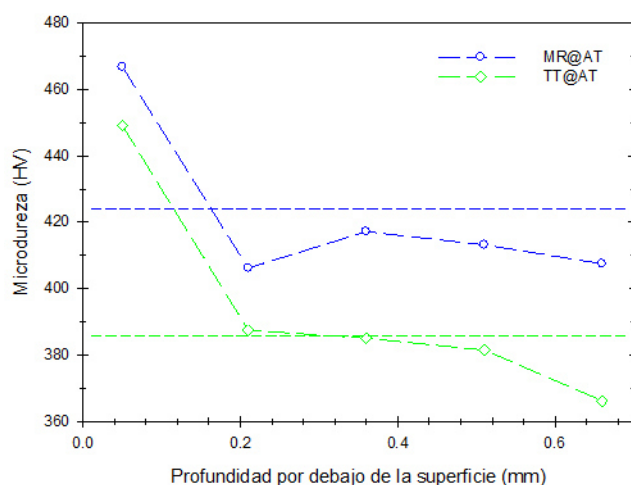


Figura 5.19 Perfil de microdurezas en función de la profundidad por debajo de la superficie desgastada a alta temperatura de la aleación Haynes 282©.

En la Figura 5.19 se observan valores de dureza elevados en zonas cercanas a la superficie desgastada, posteriormente una drástica disminución en éstos los valores, los cuales son relativamente cercanos a los obtenidos antes del ensayo, esto se presenta en ambas condiciones térmicas. Para el caso de la condición de material recibido (MR@AT) se obtuvo un valor de microdureza máximo de 467 HV, entretanto, para la condición tratada térmicamente (TT@AT) fue 449 HV. En la condición tratada

térmicamente se tiene una disminución del valor de microdureza de 449 HV a alta temperatura en comparación con 492 HV obtenido a temperatura ambiente. En cambio, la condición de material recibido presentó un aumento en el valor de dureza de 467 HV desgastada a alta temperatura con respecto a lo obtenido a baja temperatura 435 HV.

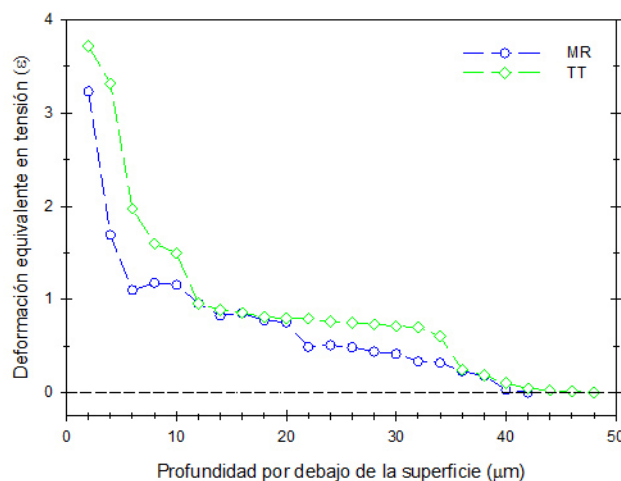


Figura 5.20 Deformación equivalente en tensión en función de la profundidad por debajo de la superficie de la aleación Haynes 282© a alta temperatura.

La Figura 5.20 muestra la deformación plástica obtenida para el ensayo de desgaste a alta temperatura. Se puede apreciar un alto grado de deformación plástica producto del desgaste, donde, similar a lo obtenido a temperatura ambiente, la condición tratada térmicamente (TT@AT) presenta un valor ligeramente superior al obtenido para la condición de material recibido (MR@AT). Sin embargo, este comportamiento presenta valores menores comparados con los ensayos a temperatura ambiente. En la condición de material recibido desgastada a alta temperatura este valor fue de 3.23 en comparación con el valor de 5.49 desgastada a temperatura ambiente, y en la tratada térmicamente se obtuvo 3.72 a alta temperatura comparado con 6.59 a temperatura ambiente.

Sumando el análisis obtenido por el perfil de durezas en la Figura 5.19 y la deformación en la Figura 5.20. La aleación Haynes 282© a alta temperatura presenta un comportamiento de endurecimiento que puede ser debido a la suma de dos factores, la propiedad mecánica de resistencia a alta temperatura que presenta esta aleación, y el endurecimiento de la microestructura producto de la deformación. Estos fenómenos han sido reportados anteriormente por Blau [26] y Kashani y *col* [28] para aleaciones base níquel desgastadas a alta temperatura. La mayor deformación plástica calculada para la condición tratada térmicamente se relaciona con mayores tamaños de grano y menor dureza, como ya fue discutido anteriormente.

En la Figura 5.21 se muestra la temperatura instantánea en la superficie de contacto en función de la distancia recorrida obtenida para la aleación Haynes 282© durante los ensayos de desgaste a alta temperatura. Donde se obtuvo un valor promedio de temperatura de $630 \pm 15^\circ\text{C}$ a lo largo del ensayo. La temperatura máxima calculada en la superficie fue 645°C .

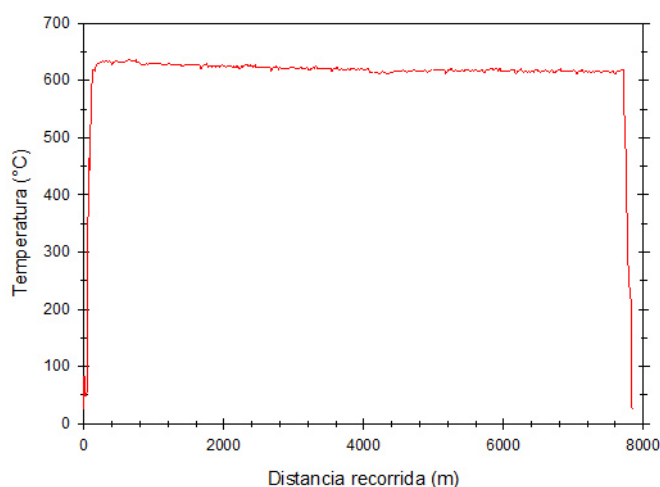


Figura 5.21 Temperatura instantánea en la superficie de contacto en función de la distancia recorrida para la Haynes 282© a alta temperatura.

La teoría de desgaste por oxidación propuesta por Quinn [30] propone una disminución en la cantidad de desgaste originado por el contacto de capas de óxido formadas en las superficies, comportamiento tribológico presente en esta investigación a alta temperatura para la aleación Haynes 282©. Tomando como referencia los resultados de pérdida en masa, coeficiente dimensional de desgaste y coeficiente de fricción promedio obtenidos de los ensayos a alta temperatura y la teoría de Quinn, se puede sugerir un mecanismo de desgaste por oxidación moderado en combinación con desgaste abrasivo y adhesivo para la aleación Haynes 282© a alta temperatura.

Los resultados obtenidos del análisis de las muestras en las superficies desgastadas, sección transversal por debajo de la huella, así como la viruta producto del desgaste que apoyan esta hipótesis se presentan más adelante en la Sección 5.3.

5.2.2 Desgaste de la aleación γ -TiAl

5.2.2.1 Desgaste en la aleación γ -TiAl a baja temperatura

La Figura 5.22 muestra la cinética de pérdida de material en masa para la aleación γ -TiAl en los ensayos de desgaste a baja temperatura. Se puede observar que, en ambas condiciones térmicas, condición de material recibido (MR@TA) y tratada térmicamente (TT@TA), presentan valores de pérdida en masa muy cercanos. Para la condición de material recibido se presentó una pérdida en masa de 13.8 mg, mientras que la aleación tratada térmicamente, la pérdida fue de 14 mg. Además, se puede observar, que existe un ligero aumento en la velocidad de pérdida de material en algunos lapsos del ensayo en la condición tratada térmicamente.

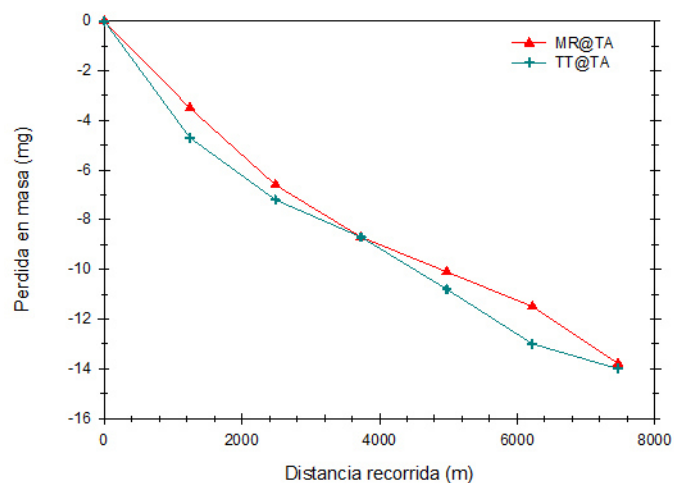


Figura 5.22 Cinética de pérdida en masa de la γ -TiAl desgastada a baja temperatura, en la condición de material recibido (MR@TA) y tratada térmicamente (TT@TA).

Valores de pérdida de material de alrededor de 5 mm^3 fueron reportados por Rastkar y Bell [31] para una aleación γ -TiAl con microestructura equiaxial y trazas de colonias γ/α_2 . Este valor es un poco mayor a los valores obtenidos para la aleación γ -TiAl en diferentes condiciones térmicas los cuales fueron 3 mm^3 en la condición material recibido y 3.1 mm^3 para la aleación tratada térmicamente esto, cuando los ensayos fueron realizados a baja temperatura. Además, se puede observar una ligera diferencia entre estos valores los cuales pueden ser debido a factores, como, una menor cantidad las fases γ/α_2 en la microestructura y a un menor valor de dureza de 350 HV, el cual está por debajo de los valores obtenidos en la condición tratada térmicamente 387 HV y de material recibido 419 HV.

El comportamiento similar de ambas condiciones de tratamiento térmico de la aleación γ -TiAl, puede ser debido a la cercanía en la cantidad de colonias γ/α_2 , donde la condición de material recibido presenta 26% y la tratada térmicamente 34% en términos de fracción área. Ambos valores son muy cercanos al valor promedio de 30% reportado por Leyens y Peters [8] para aleaciones γ -TiAl. Sin embargo, la pequeña diferencia

observada entre los valores de pérdida de masa puede estar relacionada con lo reportado por Schwaighofer y *col* [7], donde, además de presentar un valor de 34% de fracción área de colonias γ/α_2 como ideal, destaca la importancia del tamaño de grano pequeño y morfología globular de la fase γ , siendo la propiedad de ductilidad a temperatura ambiente la más beneficiada. Por lo tanto, puede sugerirse que el tamaño de grano (10 μm) de la aleación y la cantidad de granos equiaxiales columnares (25% fracción área) que fueron obtenidos en la condición de tratamiento térmico son los causantes del ligero incremento de la pérdida de masa observada en estas condiciones.

En la Figura 5.23 se muestra los valores de coeficiente dimensional de desgaste en función de la distancia recorrida para la aleación γ -TiAl a baja temperatura. Al ser valores obtenidos mediante la información recabada por la pérdida de material en masa, se puede observar la misma tendencia de la Figura 5.22. En términos de coeficiente dimensional de desgaste se puede observar con mayor facilidad la ligera diferencia entre ambas condiciones térmicas, material recibido (MR@TA) con un valor de coeficiente dimensional de desgaste de $k = 6.66 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ y $7.11 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ para la tratada térmicamente (TT@TA).

Los valores obtenidos en términos de coeficiente dimensional de desgaste en este trabajo pueden ser comparados con investigaciones realizadas en aleaciones γ -TiAl (Ti-45Al2Cr-2Nb) con y sin reforzamiento de partículas en la microestructura, en la investigación realizada por Xu y *col* [32] con y sin la adición partículas de TiC se obtuvieron valores de coeficiente dimensional de desgaste de $k = 31.3 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ y $37.1 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$, respectivamente. Por otra parte, Cheng y *col* [33] utilizando partículas de Ti_2AlC obtuvieron valores de $k = 15 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ para la aleación sin refuerzo y $11.5 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ para la aleación reforzada. Al hacer la comparación con los datos obtenidos en esta investigación se puede afirmar que la relación de microestructura que presenta la aleación estudiada, presenta mejores propiedades contra

el desgaste a baja temperatura con respecto a las aleaciones Ti-45Al2Cr-2Nb reforzadas con diferentes tipos de partículas.

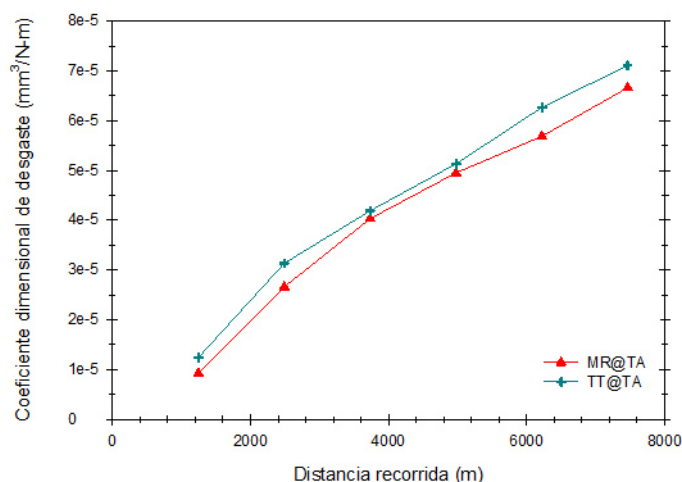


Figura 5.23 Coeficiente dimensional de desgaste a baja temperatura para la γ -TiAl.

Por otra parte, si se comparan los valores de coeficiente dimensional de desgaste, obtenidos en esta investigación, con las aleaciones utilizadas actualmente en la industria, se puede tomar como referencia el trabajo realizado por Straffelini y Molinari [34] en la aleación Ti-6Al-4V, la cual fue expuesta a desgaste deslizante a temperatura ambiente en condiciones moderadas de operación ($v = 1$ m/s y presión de contacto de 1 MPa), donde presentó un valor de $k = 172.41 \times 10^{-5}$ mm³/N·m. Siendo menores las condiciones utilizadas, presión de contacto y velocidad lineal, con respecto a esta investigación, se tiene un valor aproximadamente 25 veces más alto de coeficiente dimensional de desgaste. Esto sugiere un mejor desempeño en el comportamiento al desgaste de la aleación avanzadas γ -TiAl con respecto a las aleaciones utilizadas actualmente.

Las mejores propiedades contra el desgaste de esta aleación, Ti-45Al-8Nb-0.17C, pueden estar relacionadas a la cantidad de niobio presente en la aleación, la cual es 8% atómico. Estudios realizados por Leyens y Peters [8], Loria [35] y Ding y *col* [36] muestran el efecto de la adición de niobio, donde conforme se aumenta la cantidad de niobio en la aleación se obtuvieron mejores propiedades mecánicas, como el esfuerzo de cedencia, resistencia a la termofluencia y a la oxidación.

El coeficiente de fricción promedio obtenido a lo largo del ensayo de desgaste para la γ -TiAl se presenta en la Figura 5.24. Se puede observar una tendencia fluctuante por parte de ambas condiciones térmicas, material recibido (MR@TA) y tratada térmicamente (TT@TA), expuestas al desgaste a baja temperatura. Los valores de coeficiente de fricción promedio finales para cada condición fueron $\mu = 0.75$ para la condición de material recibido y 0.74 para la tratada térmicamente. El comportamiento semejante, en términos del coeficiente de fricción en la aleación, puede ser relacionado a los valores obtenidos en el coeficiente dimensional de desgates, los cuales fueron muy cercanos, con lo que se puede asumir tendría un comportamiento semejante a la fricción, comportamiento observado en el presente trabajo.

La fluctuación en los valores del coeficiente de fricción promedio que presenta la aleación γ -TiAl en ambas condiciones térmicas, se relaciona con el comportamiento de adhesión y atascamiento-deslizamiento o “*stick-slip*” de las aleaciones γ -TiAl cuando son expuestas a desgaste contra superficies de acero. Rastkar y *col* [37,38] y Gialanella y Straffelini [39] reportaron un comportamiento en el coeficiente de fricción similar en las aleaciones Ti-45Al-2Nb-2Mn y Ti-45Al-2Nb-2Mn-1B desgastadas en contra de una bola de acero, con un valores de coeficiente de fricción en el rango de 0.5 a 0.8, para ambas aleaciones.

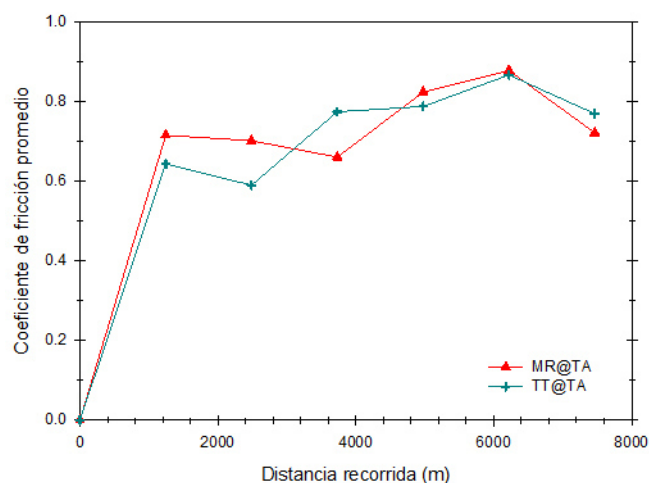


Figura 5.24 Coeficiente de fricción promedio a lo largo de la distancia recorrida para la γ -TiAl desgastada a baja temperatura.

En la Figura 5.25 se muestra la evolución de la rugosidad en la superficie desgastada con respecto a la distancia recorrida para la γ -TiAl en los ensayos de desgaste a baja temperatura. En la condición tratada térmicamente (TT@TA) se puede observar un comportamiento oscilatorio, el cual está relacionado con la formación y desprendimiento de material o adhesiones presentes en la superficie, comportamiento propuesto por Menezes [16] en sistemas tribológicos de la aleación γ -TiAl desgastados en contra de aceros.

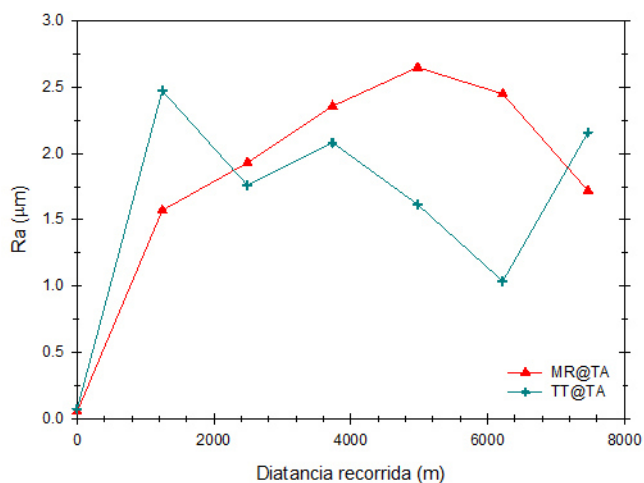


Figura 5.25 Evolución superficial de la rugosidad obtenida de los ensayos de desgaste a baja temperatura de la γ -TiAl.

El comportamiento de la evolución superficial de la condición de material recibido (MR@TA) está relacionado a la remoción de material y generación de marcas de arado, la cual aumenta el valor de la rugosidad, en términos de Ra, conforme avanza el ensayo, seguido de un punto máximo y su continua disminución hacia el final de la prueba. Esto puede estar relacionado a lo propuesto por la teoría de Archard para desgaste por abrasión [20] donde la dureza del material puede evitar la penetración de asperezas y por consecuencia la deformación de la superficie del material suave, la condición de material recibido presenta una dureza mayor (419 HV) con respecto a la tratada térmicamente (387 HV). Donde existe una competencia entre el mecanismo de desgaste por abrasión y la dureza superficial de la aleación.

El análisis de la sección transversal para la γ -TiAl se presenta en las Figuras 5.26 para el perfil de durezas a partir de la huella de desgaste y la deformación de la microestructura en la Figura 5.27, ambas Figuras están en función de la profundidad por debajo de la superficie desgastada.

En la Figura 5.26 se puede observar el perfil de dureza obtenido para los ensayos de desgaste a baja temperatura para ambas condiciones térmicas, material recibido (MR@TA) y tratada térmicamente (TT@TA). Ambas condiciones presentan un aumento en la dureza en la zona cercana a la superficie desgastada. Se logra apreciar un mayor grado de endurecimiento en la condición tratada térmicamente, lo cual puede estar relacionado a una mayor deformación de la microestructura por debajo de la superficie desgastada, esta suposición se puede confirmar, si se observa la condición tratada térmicamente (TT@TA) en la Figura 5.27, donde se presenta un valor cercano a 5.5 en términos de deformación equivalente en tensión, seguido de una continua disminución hasta llegar a una distancia de 80 μm , distancia donde, en valores de microdureza, comienza a presentar una tendencia cercana al valor de dureza promedio antes del desgaste.

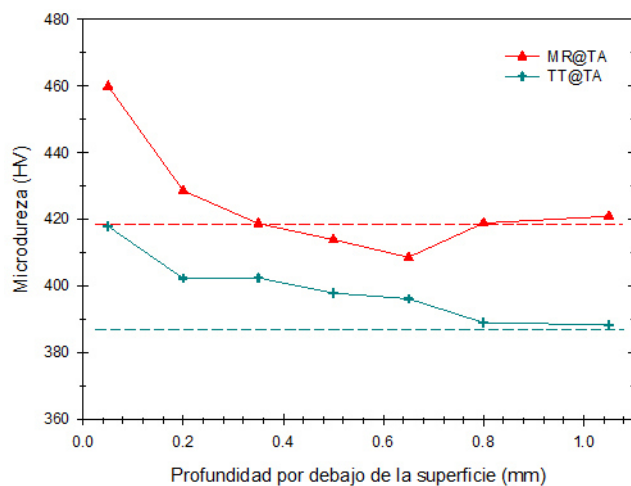


Figura 5.26 Perfil de microdurezas en función de la profundidad por debajo de la superficie desgastada a baja temperatura de la γ -TiAl.

La condición de material recibido (MR@TA) en la Figura 5.26, de igual manera, presenta un aumento en los valores de dureza en las zonas cercanas a la superficie desgastada, sin embargo la tendencia de disminución en este valor se presenta a una

distancia menor con respecto a la tratada térmicamente. Además, al observar el comportamiento que presentó la condición de material recibido en la Figura 5.27, en términos de deformación equivalente en tensión, se puede observar valores menores en comparación con los obtenidos en la condición tratada térmicamente (TT@TA), distancia por debajo de la superficie desgastada que concuerdan con la posible zona de endurecimiento por deformación.

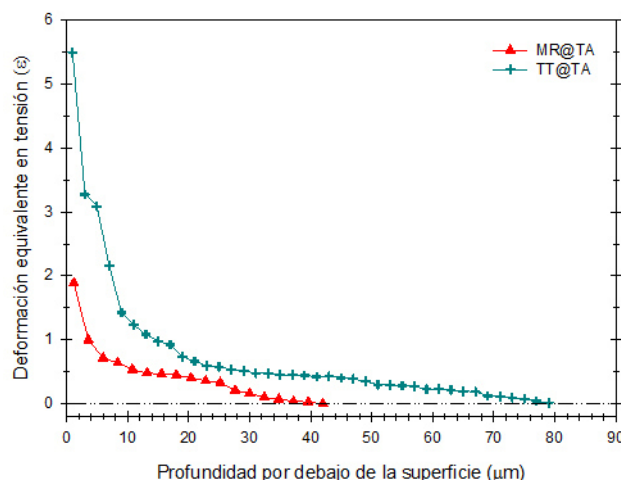


Figura 5.27 Deformación equivalente en tensión en función de la profundidad por debajo de la superficie desgastada a baja temperatura de la γ -TiAl.

Analizando el comportamiento de la aleación γ -TiAl en ambas condiciones térmicas, se puede sugerir la existencia de una zona endurecida por deformación presente por debajo de la superficie desgastada. Bentley y *col* [40] y Sharman y *col* [41] reportaron la presencia de una zona endurecida por deformación para la Ti-45Al-2Nb-2Mn, con un valor cercano a 1 mm y 0.25 mm de profundidad, valores similares a los obtenidos en esta investigación, para las condiciones térmicas, tratada térmicamente y de material recibido, respectivamente.

La temperatura instantánea calculada para los ensayos de desgaste para la γ -TiAl a baja temperatura con respecto a la distancia recorrida se presenta en la Figura 5.28. Se puede observar un aumento de temperatura al inicio del ensayo hasta llegar a una temperatura promedio de $126 \pm 15^\circ\text{C}$, la cual tiende a mantenerse hasta completar la prueba de desgaste.

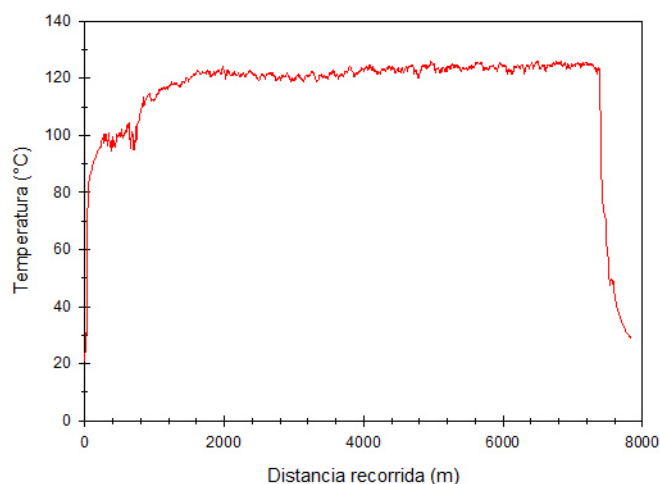


Figura 5.28 Temperatura instantánea en la superficie de contacto en función de la distancia recorrida para la γ -TiAl desgastada a baja temperatura.

El valor de temperatura instantánea en la superficie de contacto calculado es cercano a los valores obtenidos por Gialanella y Straffelini [39] para una aleación Ti-48Al-2Cr-2Nb-1B en condiciones de desgaste deslizante la cual fue reportada por encima de 100°C para una carga de 100 N y velocidad de 0.68 m/s, y en el rango de 100 – 120°C por Straffelini y Molinari [34] para la Ti-6Al-4AV a una velocidad lineal de 1 m/s.

5.2.2.2 Desgaste en la aleación γ -TiAl a alta temperatura

En la Figura 5.29 se puede observar cinética de la pérdida de material para la γ -TiAl desgastada a alta temperatura. Se aprecia que la condición de material recibido (MR@AT) presenta una mayor cantidad de pérdida de material con respecto a la condición tratada térmicamente (TT@AT). El comportamiento que presenta a alta temperatura esta aleación es diferente con lo observado a baja temperatura. Donde la condición de material recibido perdió 3.8 mg de material y la condición de tratamiento térmico 2.4 mg. Por lo tanto, presenta mejores propiedades contra el desgaste la condición tratada térmicamente.

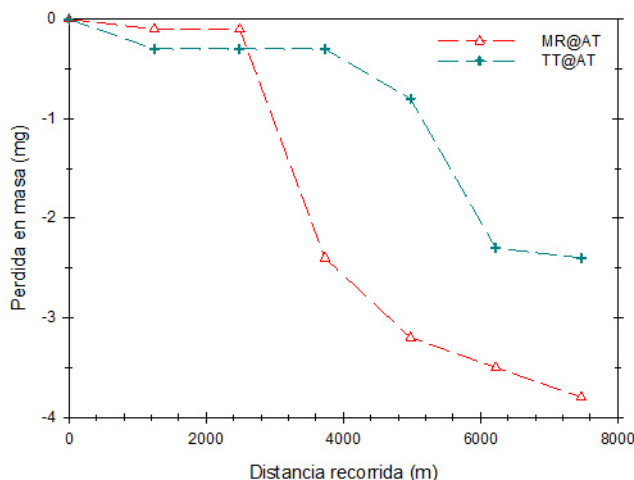


Figura 5.29 Cinética de pérdida en masa de la γ -TiAl desgastada a alta temperatura, en la condición de material recibido (MR@AT) y tratada térmicamente (TT@AT).

La disminución en la pérdida de material con respecto a las pruebas realizadas a baja temperatura está relacionado directamente con la aparición de capas de óxido protectoras sobre la superficie en las aleaciones γ -TiAl cuando éstas son desgastadas a alta temperatura, las cuales han sido reportadas por Xu y col [32] y Sun y col [42] para

las aleaciones γ -TiAl y Ti-48Al-2Cr-2Nb desgastadas a temperaturas por encima de 400°C, respectivamente.

La menor pérdida de material registrada por la condición tratada térmicamente con respecto a la de materia recibido, puede estar relacionada al desempeño de las microestructuras presentes en cada condición térmica. Aún y cuando, ambas condiciones térmicas de la aleación presenta una microestructura y porcentajes de fases cercanos, la variación en el área de la microestructura laminar para la tratada térmicamente es mayor (34%). Las variaciones en la microestructura para una misma aleación γ -TiAl puede presentar una diferencia importante en el desempeño a alta temperatura, tal es el caso de lo reportado Kothari y *col* [15] donde, para la aleación Ti-48Al-2Cr-2Nb, la modificación en la microestructura dúplex con diferentes tamaño de grano γ y colonias γ/α_2 presentó diferente desempeño en las propiedades mecánicas a temperaturas por encima de 400°C, siendo la microestructura dúplex, similar la obtenida en la condición de tratada térmicamente, la que obtuvo el mejor desempeño en propiedades mecánicas.

En la Figura 5.30 se presenta el coeficiente dimensional de desgaste en función de la distancia recorrida, obtenido para los ensayos de desgaste a alta temperatura. Se puede observar una tendencia similar en las etapas iniciales en ambas condiciones térmicas, de material recibido (MR@AT) y tratada térmicamente (TT@AT), seguido de un aumento constante del valor del coeficiente dimensional de desgaste en la condición de material recibido. Por otra parte, la condición tratada térmicamente presenta una tendencia a disminuir el valor del coeficiente en las etapas finales de la prueba de desgaste. Los valores de coeficiente dimensional de desgaste obtenidos al final de los ensayos fueron 1×10^{-5} y $6.3 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{N-m}$, para la condición de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.

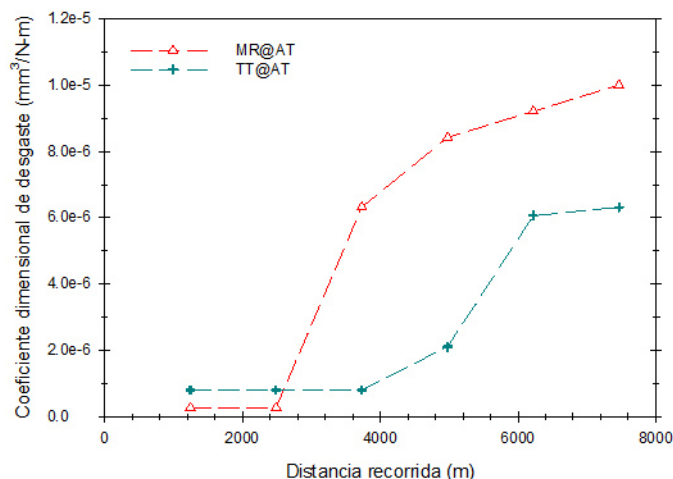


Figura 5.30 Coeficiente dimensional de desgaste a alta temperatura para la γ -TiAl.

Sun y *col* [42] han reportado valores de coeficiente dimensional de desgaste, cercanos a los obtenidos en esta investigación $k = 2 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N-m}$ para aleaciones TiAl desgastadas a alta temperatura (800°C). Mientras, Rainforth obtuvo $k = 2.48 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N-m}$ para un recubrimiento depositado sobre la aleación γ -TiAl expuesto a alta temperatura. Ambas investigaciones presentan valores por encima de los obtenidos en esta investigación, por lo que se puede sugerir, que esta aleación presenta un mejor desempeño contra el desgaste a alta temperatura.

El coeficiente de fricción promedio en función de la distancia recorrida obtenido para los ensayos de desgaste a alta temperatura para la γ -TiAl se muestra en la Figura 5.31. Se pueden observar para ambas condiciones térmicas, de material recibido (MR@AT) y tratada térmicamente (TT@AT), una tendencia fluctuante conforme avanza el ensayo de desgaste a alta temperatura. El valor de coeficiente promedio para la condición de material recibido fue 0.85 y 0.97 para la tratada térmicamente. Los valores de coeficiente de fricción promedio final en los ensayos a alta temperatura fueron mayores comparados con los registrados a baja temperatura para esta aleación, donde la

condición de material recibido presentó $\mu = 0.75$, mientras en la condición de tratamiento térmico fue de 0.74.

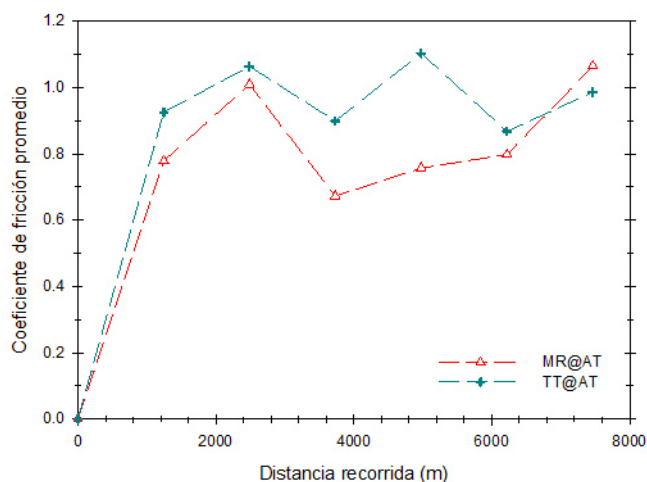


Figura 5.31 Coeficiente de fricción promedio a lo largo de la distancia recorrida para la γ -TiAl a alta temperatura.

La tendencia oscilante o fluctuante que presenta la aleación γ -TiAl a alta temperatura es similar a lo presentado en los ensayos de desgaste a baja temperatura. La fluctuación en los valores de coeficiente de fricción promedio pueden estar relacionado con el comportamiento adhesivo y de atascamiento-deslizamiento “*stick-slip*” en las aleaciones γ -TiAl cuando son expuestas al desgaste contra un acero, lo cual ha sido reportado por Rastkar y col [37,38] y Gialanella y Straffelini [39]. Así mismo, investigaciones realizadas por Pauschitz y col [29] han relacionado este comportamiento, al crecimiento de capas de óxido muy duras y frágiles, como lo pueden ser el TiO_2 y Al_2O_3 reportadas por Gialanella y Straffelini [39] para aleaciones γ -TiAl, las cuales pueden proteger y disminuir el desgaste en cierto grado, sin embargo, el coeficiente de fricción sufre un aumento.

En la Figura 5.32 se presenta la evolución superficial de la rugosidad para la γ -TiAl en función de la distancia recorrida durante los ensayos de desgaste a alta temperatura. Se puede observar una tendencia similar a lo obtenido en el desgaste a baja temperatura en ambas condiciones térmicas. Donde, la condición de material recibido presenta un aumento gradual en el valor de la rugosidad hasta un máximo y posterior disminución de este valor. Por otra parte, la condición tratada térmicamente (TT@AT) presenta oscilaciones de aumento y disminución del valor de la rugosidad a lo largo de la prueba hasta llegar a un valor muy cercano al obtenido para la condición de material recibido. Donde los valores finales fueron $R_a = 0.66$ y $0.69 \mu\text{m}$, condición de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.

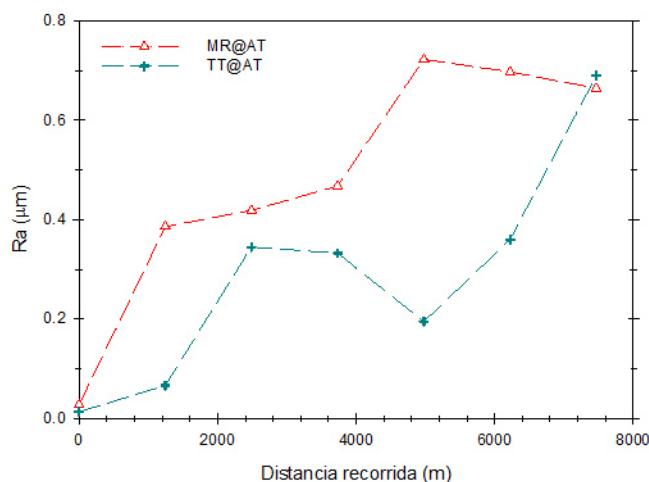


Figura 5.32 Evolución superficial de la rugosidad obtenida de los ensayos de desgaste a alta temperatura para la γ -TiAl.

La tendencia que presenta el comportamiento superficial, en términos de rugosidad, en ambas condiciones térmicas está relacionada con la adhesión y/o desprendimiento de partículas sobre las superficies de contacto, estas partículas pueden formar parches, ya sea metálicos o cerámicos (óxidos), si se considera que se realizó el ensayo de desgaste a alta temperatura (mayor a 400°C), se puede suponer que se están

formando capas de óxido sobre las superficies de contacto. Esto puede estar relacionado a la aparición de óxidos de titanio y aluminio sobre superficies de aleaciones γ -TiAl desgastadas a alta temperatura reportadas por Xu y *col* [32], Sun y *col* [42], y que ha sido reportadas por Gialanella y Straffelini [39] como óxidos muy duros y frágiles.

En las Figuras 5.33 y 5.34 se presenta el análisis de la sección transversal de las muestras desgastadas a alta temperatura para la γ -TiAl. En la Figura 5.34 se presenta el perfil de microdurezas obtenido para ambas condiciones térmicas. Se puede observar un aumento en los valores de microdureza, en la escala Vickers, en la zona cercana a la superficie desgastada, para ambas condiciones.

La condición tratada térmicamente (TT@AT) presenta un mayor valor de dureza, 433 HV, con respecto al valor antes de la prueba de desgaste, 387 HV, seguido de una tendencia a regresar éste valor y posterior comportamiento conocido como efecto de ablandamiento por deformación o temperatura, el cual ha sido reportado por Menezes [16] y Suh [21] en estudios realizados en sistemas metálicos con deformación por debajo de la superficie desgastada. Por su parte la condición de material recibido presentó una microdureza de 445 HV con respecto al valor antes del ensayo de desgaste 419 HV.

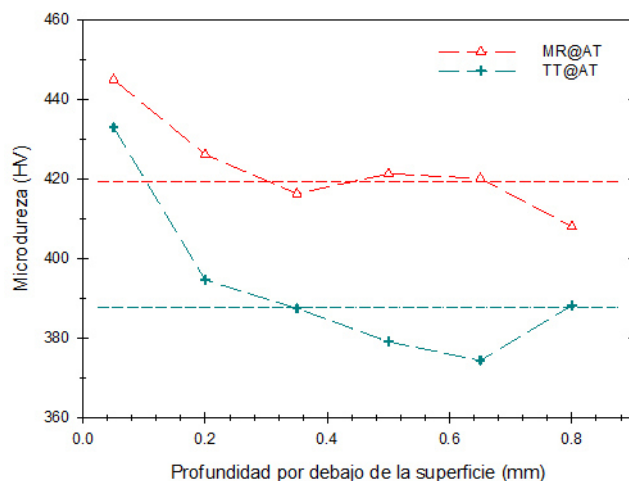


Figura 5.33 Perfil de microdurezas en función de la profundidad por debajo de la desgastada a alta temperatura de la γ -TiAl.

En la Figura 5.34 se puede observar la deformación de la microestructura, en términos del valor equivalente en tensión, con respecto a la profundidad por debajo de la superficie desgastada para la γ -TiAl desgastada a alta temperatura, donde, la condición tratada térmicamente (línea celeste segmentada) presenta una mayor deformación bajo la superficie, lo cual concuerda con el alto valor de dureza obtenido en la Figura 5.34 para esta condición térmica, con lo que se puede sugerir, que presenta un endurecimiento por deformación, tal es el mismo caso que presenta la condición de material recibido, aunque en menor magnitud, en términos de esfuerzo de tensión equivalente, también presenta un grado de deformación en la microestructura por debajo de la superficie. Ambas condiciones térmicas coinciden con lo discutido en el párrafo anterior y fue propuesto por Menezes [16] y Suh [21].

La Figura 5.35 presenta la temperatura instantánea obtenida para los ensayos de desgaste de la γ -TiAl a alta temperatura. Donde se puede observar una temperatura constante a lo largo del ensayo de desgaste de $472 \pm 10^\circ\text{C}$, la temperatura en la superficie máxima calculada fue 482°C .

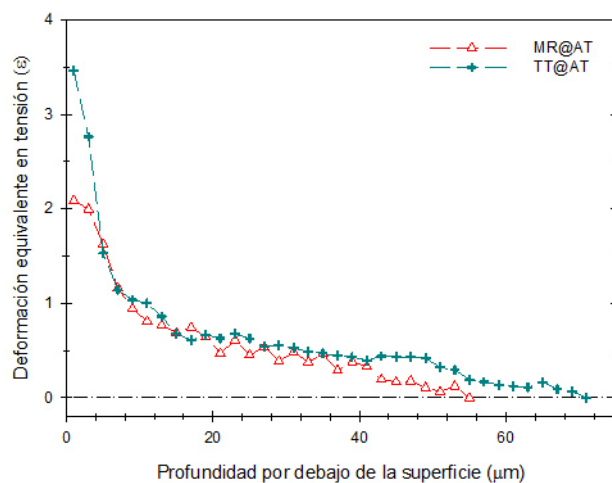


Figura 5.34 Deformación equivalente en tensión en función de la profundidad por debajo de la superficie desgastada a alta temperatura de la γ -TiAl.

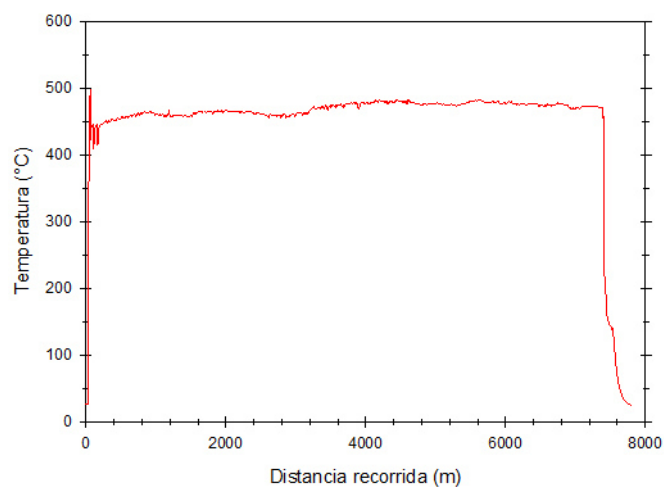


Figura 5.35 Temperatura instantánea en la superficie de contacto en función de la distancia recorrida para la γ -TiAl a alta temperatura.

5.3 Mecanismos de desgaste en las aleaciones avanzadas

En esta Sección se presenta el análisis superficial, sección transversal y viruta de desgaste recolectada de ambas aleaciones avanzadas, Haynes 282© y γ -TiAl, desgastadas a baja y alta temperatura, mediante la técnica de microscopia electrónica de barrido, MEB, con los diferentes detectores “BSE” y “SE”, además del análisis por difracción de rayos-X en la viruta recolectada de los ensayos, cuando esto fue posible.

5.3.1 Mecanismos de desgaste en la Haynes 282©

5.3.1.1 Mecanismos de desgaste en la Haynes 282© a baja temperatura

La Figura 5.36 muestra la superficie desgastada a baja temperatura de la aleación Haynes 282© en la condición de material recibido (a) y tratada térmicamente (b), la imagen fue tomada en el MEB en el modo de electrones retrodispersados “BSE” en ambas condiciones. Se puede observar en ambas condiciones la deformación plástica ocasionada por el desgaste, (señalada por las flechas en las imágenes), además de la presencia de adhesiones de material, también conocidos como parches, sobre la superficie. La aleación en condición tratamiento térmico presenta una mayor cantidad de material desplazado, en forma de deformación plástica, en las zonas cercanas a las orillas de la muestra, lo cual está relacionado al mayor tamaño de grano presente en esta condición térmica, esto ya ha sido reportado por Tekin y Malayoglu [15] y Lu y col [16] para aleaciones base níquel como ya fue discutido en la Sección 5.2.1.1 y concuerda con el comportamiento en la superficie expuesto en la teoría de desgaste por delaminación de Suh [21].

En la Figura 5.37 se presenta un acercamiento a las superficies, en diversas zonas de interés, la superficie desgastada por marcas de arado (a y d), adhesiones de material sobre la superficie (b y e), y fracturas y deformación de los parches (c y f). Las imágenes superiores son de la condición de material recibido (a, b y c), mientras las inferiores son de la condición tratada térmicamente (d, e y f).

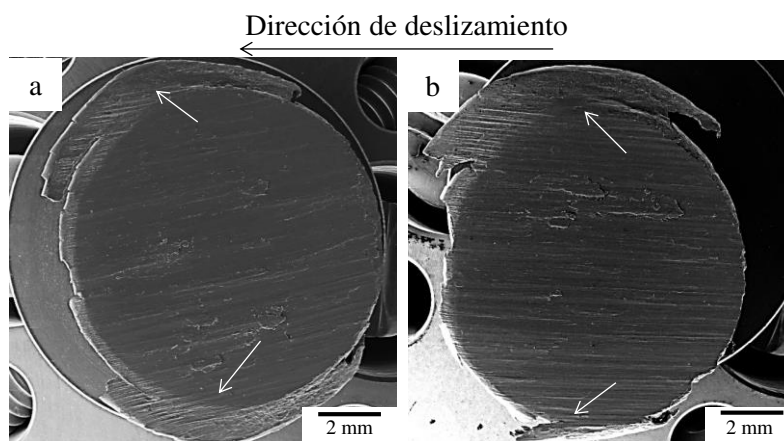


Figura 5.36 Micrografías por MEB–“SE” de la superficie desgastada a baja temperatura de la Haynes 282© en las condiciones térmicas de material recibido (a) y tratada térmicamente (b).

La presencia de adhesiones de material en la superficie en ambas condiciones térmicas, Figura 5.37b y 5.37e, condición de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente. Puede estar relacionado a la remoción de material debido al contacto entre la superficie dura (acero D2) con otra de menor dureza (Haynes 282©), esto concuerda con la teoría de Archard de desgaste adhesivo [20] y sugiere una deformación plástica producto del contacto de las superficies y desprendimiento de material por los esfuerzos cortantes generados en la superficie de la aleación Haynes 282© [22].

En las micrografías de la Figura 5.37c y 5.37f, se presenta la formación de grietas y zonas de desprendimiento de las adhesiones de material encontradas en la superficies

de ambas condiciones térmicas, material recibido y tratada térmicamente, respectivamente. La presencia de esto, sugiere el desprendimiento de partículas de material y formación de grietas y/o fracturas en las adhesiones o sobre la superficie del material, lo cual está relacionado al mecanismo de desgaste por abrasión [16,43]. Por otra parte, la presencia de marcas de arado en la superficie y fracturas en las zonas que muestran adhesión, como lo muestra las micrografías de la Figura 5.36a y 5.37a para la condición de material recibido, y, 5.36b y 5.37d para la tratada térmicamente, puede sugerir la existencia de un mecanismo de desgaste abrasivo por deformación plástica en tres-cuerpos.

Con la finalidad de conocer la existencia o ausencia de óxidos sobre las superficies desgastadas, se realizó el análisis puntual semicuantitativo por energía dispersa de elementos y mapeo de rayos-X, la Figura 5.38 muestra el análisis de los puntos P₁ a P₄ señalados en las micrografías 5.37b y 5.37e, donde se puede observar la presencia de hierro y los principales elemento de la matriz del acero con el cual fueron fabricados los discos de desgaste, así como la ausencia de oxígeno en los cuatro puntos señalados en las micrografías.

En la Figura 5.39 se presenta el mapeo de rayos-X de concentración de elementos presentes en la superficie para la condición de material recibido (a) y tratada térmicamente (b), las imágenes se adquirieron mediante el detector de electrones retrodispersados. Se observa la presencia de pequeñas partículas dispersas de hierro y oxígeno en la superficie. La presencia de estas partículas es debido a la interacción del pin con la superficie de acero D2 contra la cual fueron desgastadas ambas muestras.

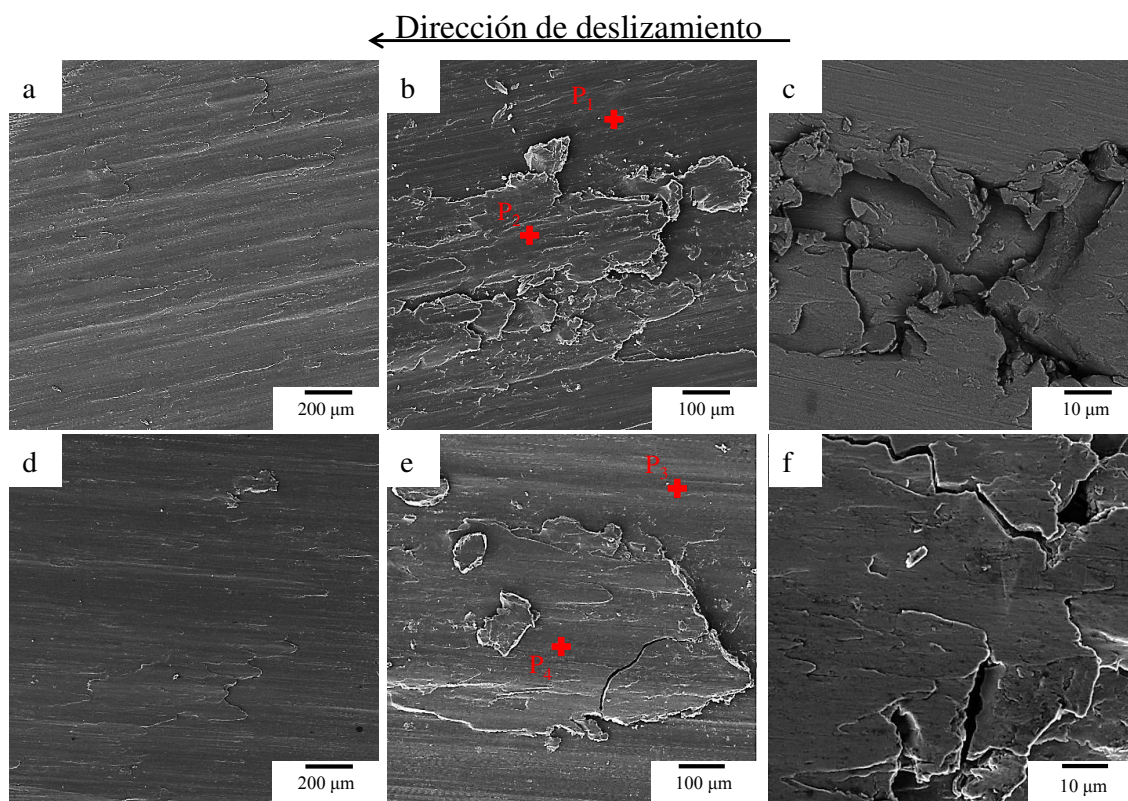


Figura 5.37 Micrografías por MEB–“SE” de la Haynes 282© desgastada a baja temperatura mostrando marcas de arado en la superficie (a, d), adhesiones de material (b, e) y fracturas y deformación de las adhesiones (c, f), para la condición de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.

La presencia de las partículas de óxido de hierro sugieren la transferencia de material a la superficie de la aleación Haynes 282©, lo cual puede ser posible debido a la alta dureza que presenta el acero D2 (800 HV) y a la temperatura alcanzada durante el ensayo de desgaste la cual fue aproximadamente 587°C, temperatura a la cual Sharman [21] encontró la presencia de óxidos de hierro en sistemas tribológicos deslizantes en aceros.

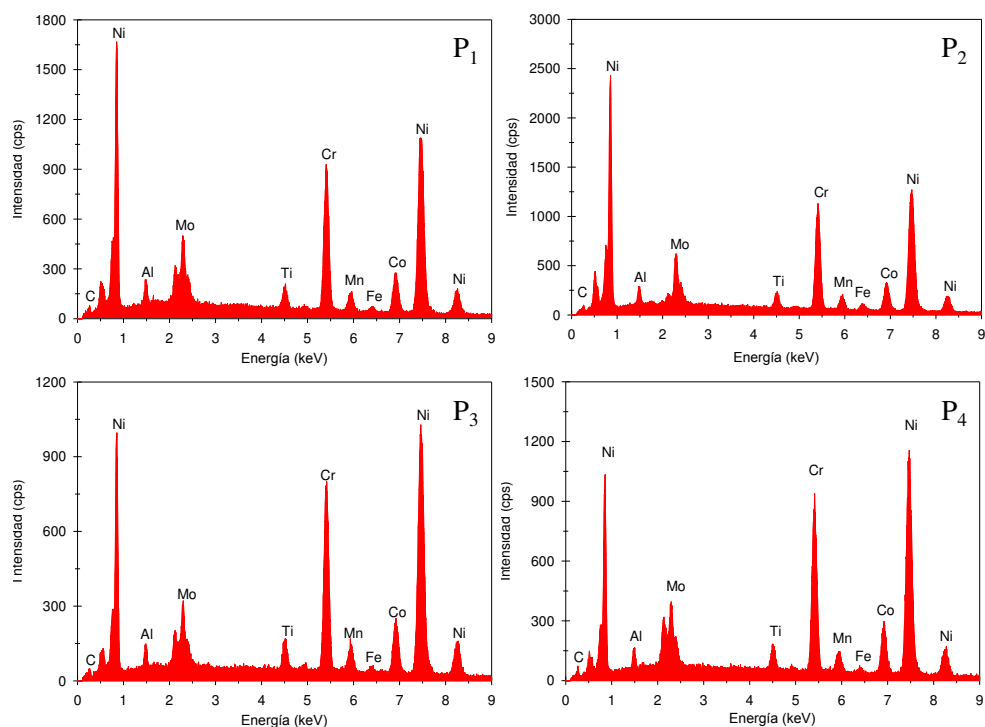


Figura 5.38 Análisis mediante MEB–“EDX” de la Figura 5.38, superficie desgastada (P₁ y P₃) y parches metálicos (P₂ y P₄), condición de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.

Los espectros de composición química elemental de los puntos marcados con alta concentración de oxígeno y hierro observados en el mapeo de rayos-X para cada condición térmica de la Figura 5.39, se presentan en la Figura 5.40, donde el punto con mayor intensidad del elemento hierro mostrado en la Figura 5.39a de la condición de material recibido se presenta en el espectro de la Figura 5.40a y el punto rico en hierro de la Figura 5.39b para la condición tratada térmicamente en el espectro de la Figura 5.40b. Con lo cual se puede sugerir que las partículas ricas en hierro y oxígeno son óxidos de hierro provenientes del acero D2.

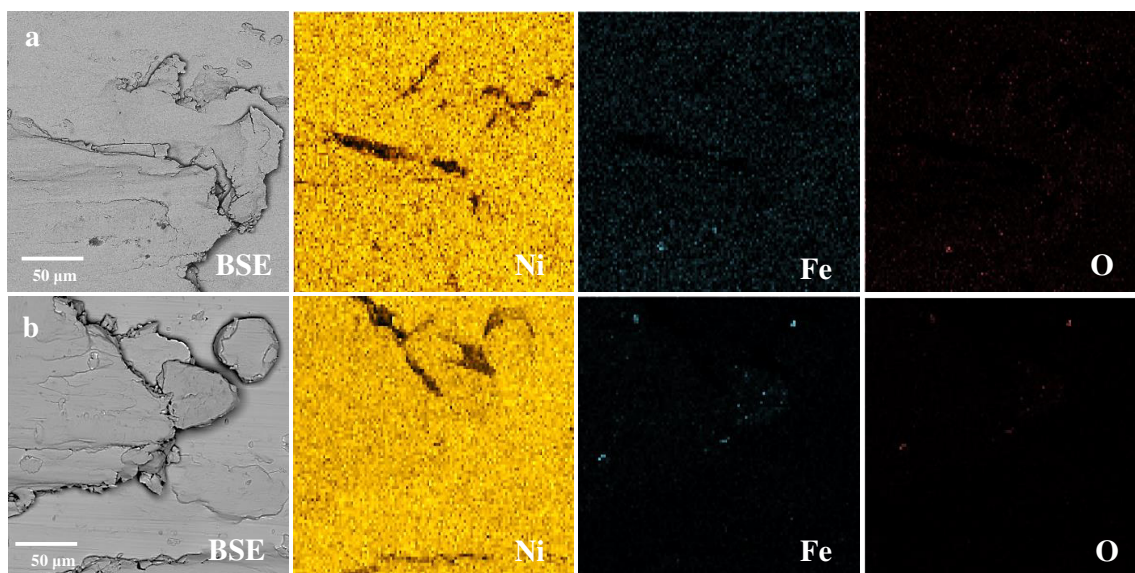


Figura 5.39 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” en las muestras desgastadas a baja temperatura de la Haynes 282© en condición de material recibido (a) y tratada térmicamente (b).

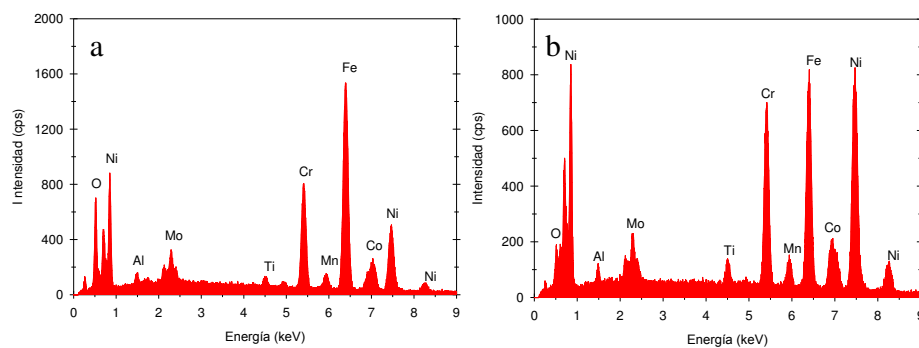


Figura 5.40 Análisis mediante MEB–“EDX” de los puntos ricos en hierro y oxígeno de la Figura 5.39, en las condiciones de material recibido (a) y tratada térmicamente (b).

Con la información obtenida del análisis mediante el MEB–“EDX” en las superficies desgastadas de ambas condiciones térmicas de la Haynes 282©, se puede sugerir un desgaste metálico–plástico debido a la deformación plástica en la superficie de las muestras y la presencia de parches del tipo metálico, el cual ha sido reportado para una aleación base níquel por Tekin y Malayoglu [17] y Bulut–Coskun y col [19]. Estos

autores reportaron comportamientos similares a los presentados en esta parte de la investigación, como lo son, el coeficiente de fricción, deformación plástica, ausencia de óxidos y la presencia de parches o adhesiones metálicas en la superficie desgastada.

En análisis de la sección transversal para cada condición térmica desgastada a baja temperatura para la Haynes 282© se muestra en las imágenes 5.41, para la condición de material recibido (a, b y c) y tratada térmicamente (d, e y f).

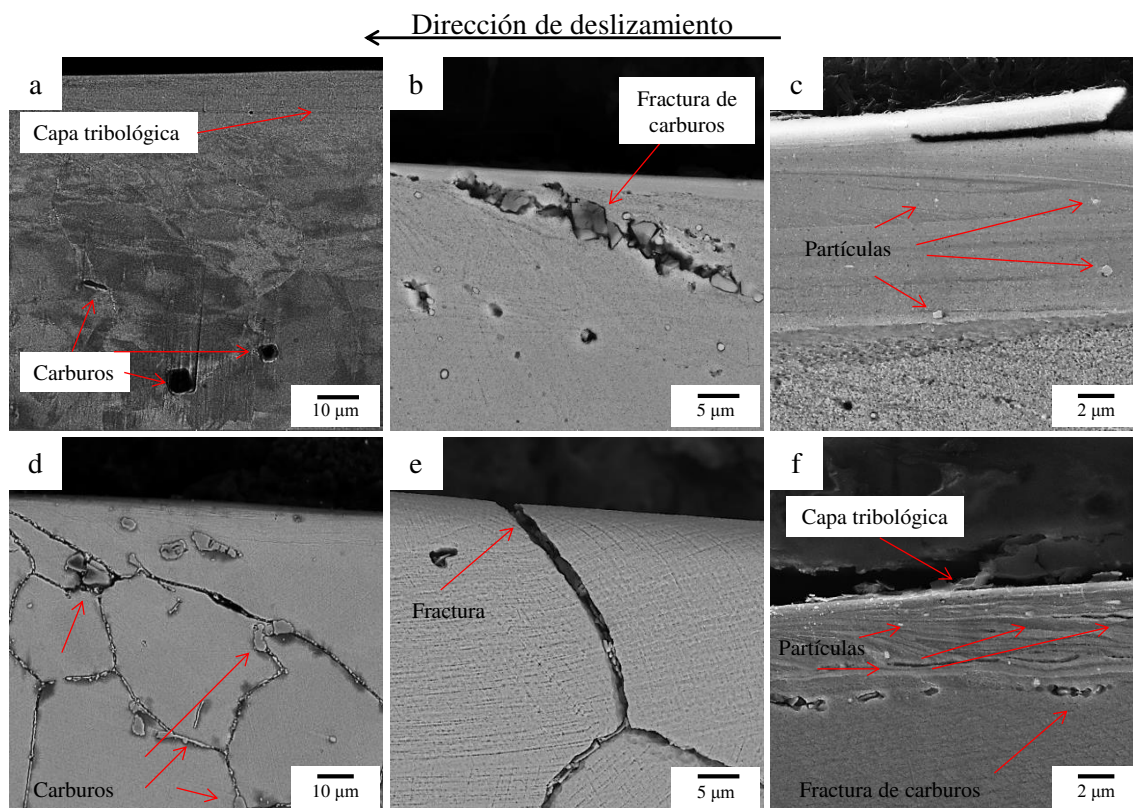


Figura 5.41 Micrografías por MEB–“BSE” de la sección transversal de la Haynes 282© desgastada a baja temperatura mostrando, deformación de la microestructura (a y d), fracturas (b y e) y presencia de partículas en la capa tribológica (c y f) en las condiciones de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente

En las micrografías de material recibido, 5.41a, y tratada térmicamente, 5.41f, se observa la presencia de una capa tribológica en la superficie desgastada en ambas condiciones térmicas, así como, la deformación de la microestructura en la dirección del deslizamiento (derecha a izquierda). La capa tribológica no es continua a lo largo de la superficie desgastada, esto puede estar relacionado con la presencia de parches metálicos y desprendimiento del sustrato, lo cual fue observado en el análisis superficial y está relacionado al mecanismo de desgaste adhesivo presente en esta investigación y el cual ya fue discutido en párrafos anteriores.

Adicionalmente, se presenta una mayor deformación de la microestructura por debajo de la superficie desgastada en la condición tratada térmicamente, Figura 5.41c, con respecto a la condición de material recibido, 5.41a. Esto, también ha sido observado por Tekin y Malayoglu [17] y Lu y *col* [18] quienes reportaron una correlación entre el aumento en la deformación plástica y remoción de material relacionado a un tamaño de grano más grande en aleaciones base níquel.

Por otra parte, se puede apreciar la fractura de carburos en la microestructura para ambas condiciones térmicas, material recibido, Figura 5.41b, y tratada térmicamente, 5.41f, Así mismo, la evidencia de fracturas a través del límite de grano, también conocida como fractura intergranular, fue observada en la condición tratada térmicamente y se muestra en la Figura 5.41e. Este comportamiento está relacionado con la teoría de desgaste por delaminación propuesta por Suh [21] donde la fractura de carburos o inclusiones promueven la generación de grietas por debajo de la superficie y ha sido reportado por Makuch y *col* [44] para dos diferentes aleaciones base níquel.

Se puede observar en la capa tribológica presente en las micrografías de las Figuras 5.41c y 5.41f la presencia de partículas dentro de ella. El análisis químico de los

puntos observados en la capa tribológica se presentan en la Figura 5.42. Las partículas analizadas en la condición de material recibido fueron principalmente con picos de mayor intensidad en elementos como carbono, titanio y molibdeno como lo muestra el espectro de la Figura 5.42a, mientras la condición tratada térmicamente presentó una combinación de partículas con espectros con alta intensidad en carbono, titanio, cromo y molibdeno, Figura 5.42. El análisis de las partículas presentes en la capa tribológica obtenido mediante “EDS” sugiere que, en la condición de material recibido las partículas abrasivas son carburos titanio–molibdeno del tipo MC, (Ti, Mo)C y en la condición tratada térmicamente, carburos de titanio–molibdeno, (Ti, Mo)C, además de carburos de cromo–molibdeno, (Cr, Mo)₂₃C₆, los cuales han sido reportados por Pike [5] y Caron y Pike [45].

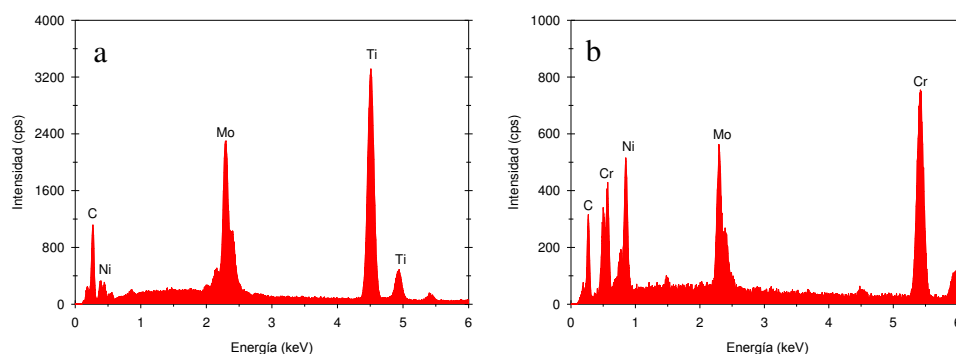


Figura 5.42 Análisis mediante MEB–“EDX” de las partículas presentes en las micrografías 5.42c y 5.42f, a) carburo de molibdeno–titanio, (Ti, Mo)C, y carburo de cromo–molibdeno, (Cr, Mo)₂₃C₆.

En la Figura 5.43 se muestra el mapeo de elementos para ambas condiciones térmicas, material recibido (a) y tratada térmicamente (b). Se puede observar una débil señal del elemento hierro y oxígeno, mientras donde se presenta la señal del elemento níquel no se observa presencia de oxígeno. Con esta información puede sugerirse un desgaste principalmente del tipo metálico y la presencia de parches principalmente compuestos por la matriz de la aleación Haynes 282©.

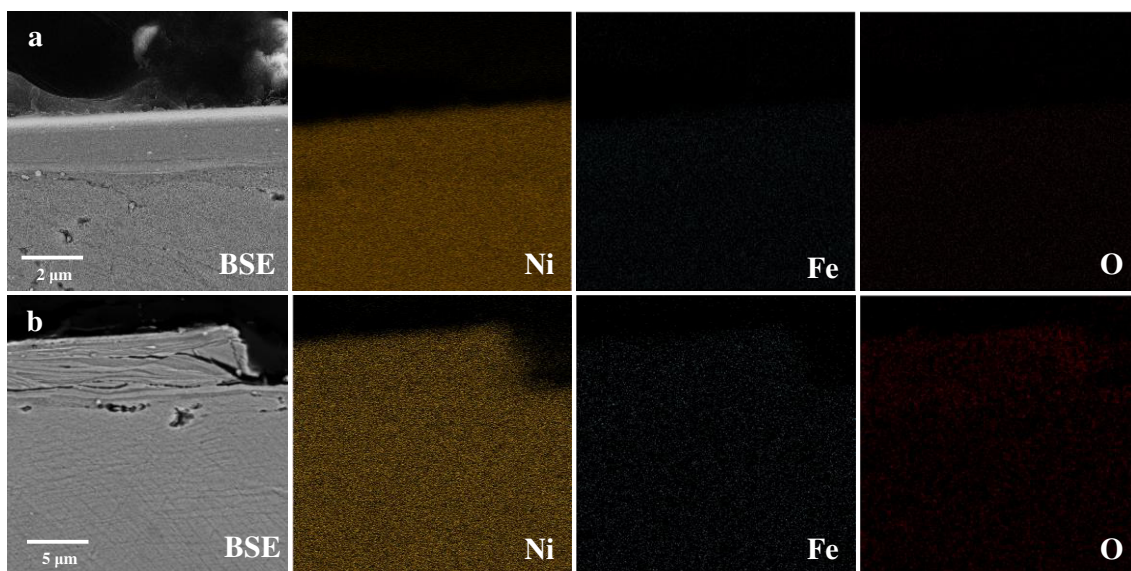


Figura 5.43 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” en las muestras desgastadas a baja temperatura de la sección transversal de la Haynes 282© en condición de material recibido (a) y tratada térmicamente (b).

En la Figura 5.44 se puede observar la viruta de desgaste que fue recolectada durante el ensayo de desgaste a baja temperatura, mientras en la Figura 5.45 se presenta el análisis químico de las partículas P_1 a P_4 en las micrografías y el correspondiente análisis por difracción de rayos-X correspondiente para cada viruta de desgaste de la Figura 5.46.

Ambos productos de desgaste muestran una morfología tipo laminar con tamaños promedio muy cercanos, 150 μm . El análisis químico de los puntos marcados P_1 y P_2 para la condición de material recibido en la micrografía de la Figura 5.44a, se muestra en la Figura 5.45 donde se puede apreciar la presencia de zonas con concentraciones de oxígeno, cromo y hierro en la partícula P_2 , mientras para la partícula P_1 se observa una concentración similar a la obtenida para la matriz de la aleación. Un caso similar se presenta en la condición tratada térmicamente, donde existen zonas con concentraciones de elementos como oxígeno, cromo y hierro, en la partícula P_4 , y concentración de

elementos similares a los presentes en la matriz austenítica en la partícula P_3 . Sin embargo, la cantidad de partículas con presencia de oxígeno, hierro y cromo son mínimas comparadas con la cantidad viruta proveniente de las muestras de Haynes 282©, como se observa en el espectro de difracción de rayos-X, línea azul de la Figura 5.46.

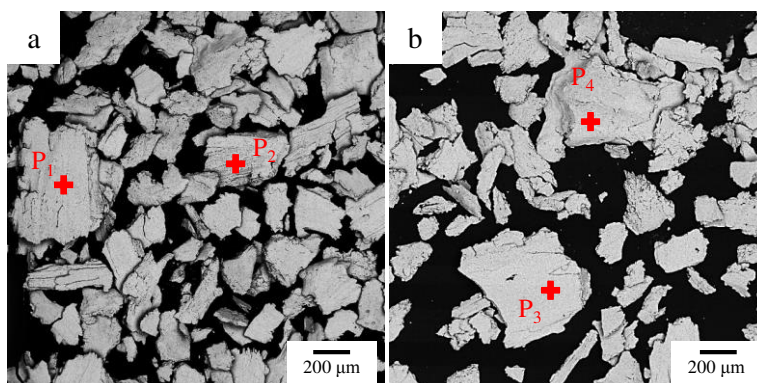


Figura 5.44 Micrografías por MEB–“BSE” de la viruta de desgaste con morfología laminar producto de las pruebas a baja temperatura, a) material recibido y b) tratada térmicamente de la Haynes 282©.

El análisis por difracción de rayos-X mostrado en la Figura 5.46 muestra la condición de material recibido de la aleación Haynes 282© antes del ensayo de desgaste (línea negra), la viruta de desgaste de las condiciones de material recibido (línea azul) y tratada térmicamente (línea verde) producto de los ensayos de desgaste a baja temperatura. Donde, se puede observar la intensidad en los picos correspondientes a la matriz γ/γ' en los tres espectros de difracción, no se observa la presencia de fases distintas a lo obtenido en la Figura 5.3, como podrían ser, óxidos u otros productos de desgaste tanto de la Haynes como del acero D2.

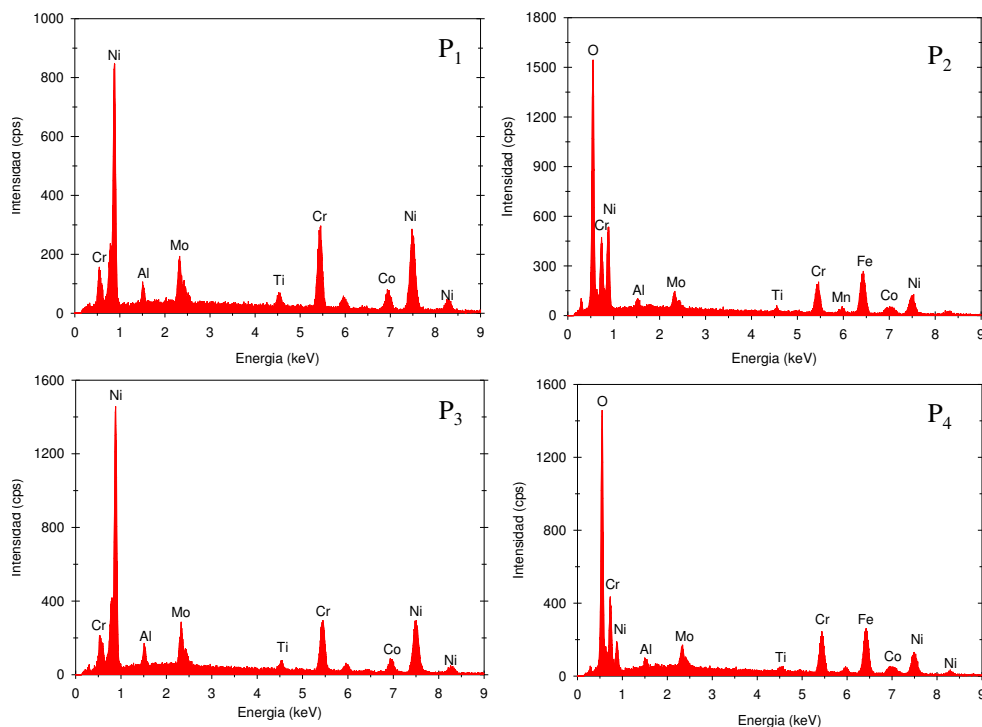


Figura 5.45 Análisis mediante MEB–“EDX” de la Figura 5.44, viruta de desgaste de la condición de material recibido (P₁ y P₃) y tratada térmicamente (P₂ y P₄) de la Haynes 282© desgastada a baja temperatura.

La morfología tipo laminar en la viruta de desgaste está relacionada con un mecanismo de desgaste por delaminación, mecanismos de arado y desprendimiento de material de la superficie por esfuerzos cortantes cercanos al esfuerzo de cedencia del material [43], este comportamiento ha sido reportado por Jiang y *col* [46] para una aleación base níquel con desgaste del tipo metálico severo.

Dada la información recabada, se sugiere el mecanismo de desgaste metálico–plástico severo como el principal mecanismo de degradación de la Haynes 282© a baja temperatura, así como la contribución de mecanismos como delaminación, adhesión y abrasión. Siendo la condición térmica con tratamiento térmico la más afectada por el mayor tamaño de grano y menor dureza registrada con respecto a la condición de

material recibido, la cual presentó mejores propiedades contra el desgaste a baja temperatura.

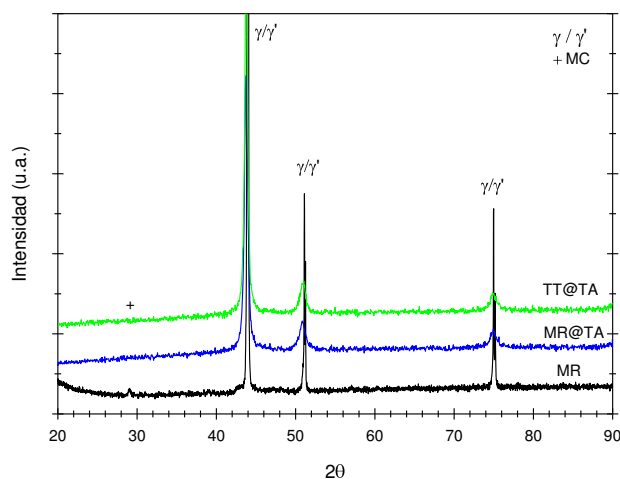


Figura 5.46 Espectro de difracción de rayos-X de la aleación Haynes 282© en la condición de material recibido antes del ensayo de desgaste (MR), y virutas de desgaste de la condición de materia recibido (MR@TA) y tratada térmicamente (TT@TA), a baja temperatura.

5.3.1.2 Mecanismos de desgaste en la Haynes 282© a alta temperatura

En la Figura 5.47 se muestran las micrografías de la superficie desgastada producto de los ensayos realizados a alta temperatura, se puede observar en ambas condiciones térmicas, material recibido (a) y tratada térmicamente (b), la presencia de zonas de deformación plástica, señaladas por las flechas, y adhesiones sobre la superficie. Así mismo, se puede observar marcas de arado sobre la superficie en la dirección de desgaste (derecha a izquierda). La deformación plástica observada para los ensayos de desgaste a alta temperatura es considerablemente menor comparada lo obtenido a baja temperatura, como se puede apreciar en la Figura 5.36.

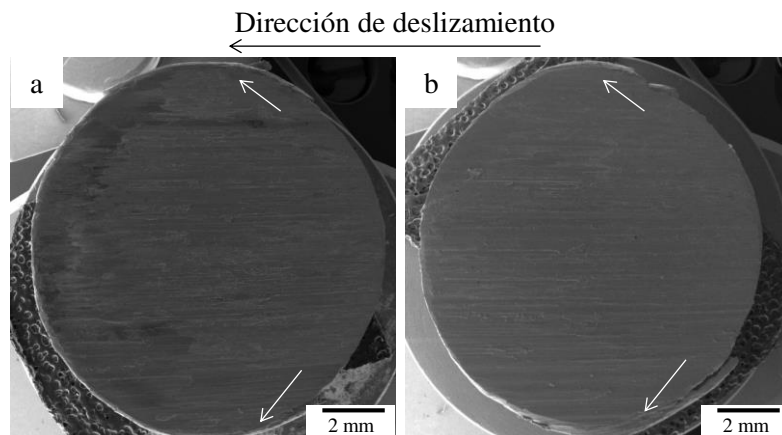


Figura 5.47 Micrografías por MEB-“SE” de la superficie desgastada a alta temperatura de la Haynes 282© en las condiciones térmicas de material recibido (a) y tratada térmicamente (b).

La menor deformación plástica presentada en los ensayos de desgaste a alta temperatura, para ambas condiciones térmicas, puede estar relacionado al aumento del esfuerzo de cedencia a alta temperatura. Esto ha sido reportado por Blau y *col* [26] y Kashani y *col* [28] para aleaciones avanzadas base níquel expuesta a desgaste a alta temperatura.

En la Figura 5.48 se presenta un acercamiento a las zonas de interés de la superficie desgastada a alta temperatura de cada condición térmica, material recibido (a, b y c) y tratada térmicamente (d, e y f). Se puede observar en las micrografías 5.48a y 5.48d la presencia de marcas de arado profundas y deformación plástica en la superficie como consecuencia del contacto de las superficies. Por otra parte, adhesiones de óxido (tono gris oscuro) sobre la superficie de la aleación (tono gris claro) se presentan en las Figuras 5.48b y 5.48e, esto se puede sugerir debido a los análisis de químico de los puntos P_1 a P_4 los cuales son presentados en la Figura 5.50. Desprendimiento de material, así como, adhesión de partículas metálicas en las superficies se aprecian en las micrografías 5.48c y 5.48f, para la condición de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.

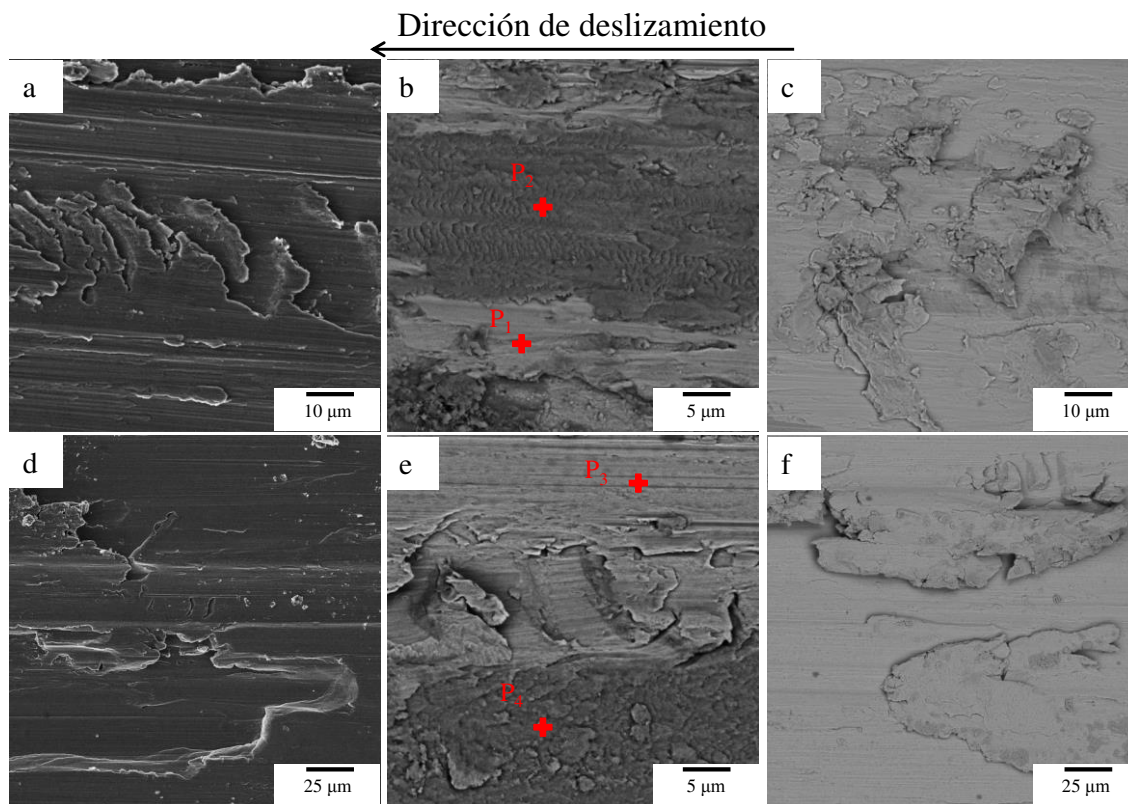


Figura 5.48 Micrografías superficie de la Haynes 282© desgastada a alta temperatura, mostrando marcas de arado y deformación plástica (a y d) mediante el MEB–“SE”, adhesiones de óxido en la superficie (b y e) y adhesiones metálicas (c y f) mediante el MEB–“BSE”, para las condiciones de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.

La presencia de parches y partículas de óxido incrustadas en la superficies de la Haynes 282© desgastada a alta temperatura, Figuras 5.48b y 5.48e, puede ser la razón de la reducción de cerca de tres veces en el coeficiente de desgaste dimensional a alta temperatura con respecto al presentado a baja temperatura. Éste comportamiento puede estar relacionado a un efecto disminución del contacto metálico de las superficies por parte del óxido presente en las superficies [16] y la deformación que se presenta en los parches de óxido, comportamiento que se puede atribuir a la plasticidad del óxido por exposición a alta temperatura, lo cual ha sido reportado por Bulut–Coskun y *col* [19] y Kashani y *col* [28] en aleaciones avanzadas base níquel desgastadas a alta temperatura.

Por otra parte, el incremento que presentó esta aleación en el valor del coeficiente de fricción promedio (Figura 5.17) podría relacionarse con el comportamiento frágil y de poca adherencia de capas tribológicas, principalmente óxidos, dando como resultado el desprendimiento de las capas tribológicas y generando un proceso de desgaste abrasivo en tres-cuerpos, este comportamiento ha sido reportado en aleaciones base níquel desgastadas a alta temperatura por Pauschitz y *col* [29].

La Figura 5.49 muestra el análisis de las zonas P₁ a P₄ en la Figura 5.48, donde para la condición de material recibido de la Figura 5.48b se analizaron las zonas marcadas como P₁ y P₂, las cuales presentan diferente composición química, esto lo sugiere la diferencia de tonalidades en las micrografías adquiridas mediante el MEB-“BSE” (5.48b, 5.48e, 5.48f y 5.48g). Para la condición tratada térmicamente de la Figura 5.48e se utilizó la misma consideración para el análisis de las zonas P₃ y P₄.

Se puede observar la presencia de oxígeno en grandes cantidades en las adhesiones P₂ y P₄, lo cual sugiere la presencia de óxidos con contenidos de cromo, hierro y níquel, además se presenta la señal del elemento fósforo, el cual esta reportado como impureza en el acetileno [47], gas utilizado como combustible en el calentamiento de los ensayos de desgaste a alta temperatura. Por otra parte las zonas P₁ y P₃ presentan los elementos previamente reportados para la matriz austenítica níquel.

En las Figuras 5.50 y 5.51 se presentan los mapeos de rayos-X de concentración de elementos presentes en la superficie desgastada a alta temperatura de la Haynes 282© en condición de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente. Se puede observar, en ambas condiciones térmicas, la presencia de oxígeno, cromo, hierro y níquel sobre la superficie de la aleación, lo cual apoya la teoría de la formación una capa de óxido rica en cromo, hierro y níquel sobre la superficie desgastada y concuerda con el

análisis puntal semicuantitativo de elementos realizado en las Figuras 5.48b y 5.48e. Siendo el cromo y el níquel los elementos provenientes de la Haynes 282© y el hierro por parte del acero D2, lo cual ha sido reportado por Xin y *col* [48] en aleaciones avanzadas base níquel desgastadas a alta temperatura en contra de un acero.

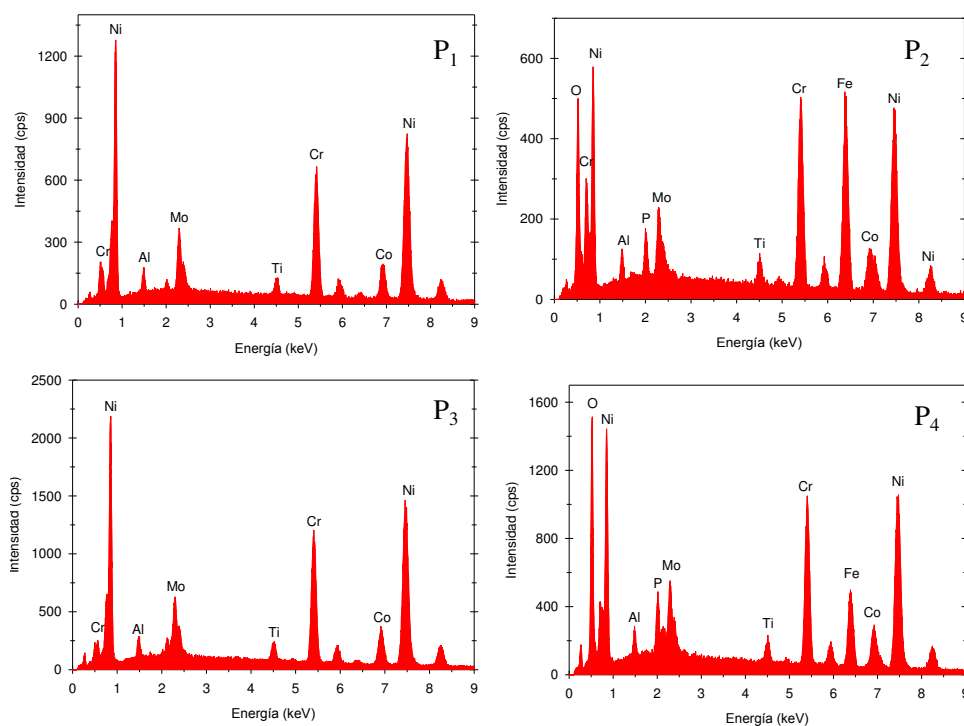


Figura 5.49 Análisis mediante MEB–“EDX” de la Figura 5.48, superficie desgastada (P₁ y P₃) y parches de óxido (P₂ y P₄), condición de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.

La presencia de fracturas, deformación plástica, desprendimiento de material y marcas profundas de arado profundas, así como de óxidos ricos en cromo, hierro y níquel en la superficies desgastadas a alta temperatura de la aleación Haynes 282©, para ambas condiciones térmicas, está relacionado al mecanismo de desgaste abrasivo por deformación plástica cuando una aleación avanzada base níquel es desgastada a alta temperatura en contra de un acero, el cual ha sido reportado por Makuch y *col* [44].

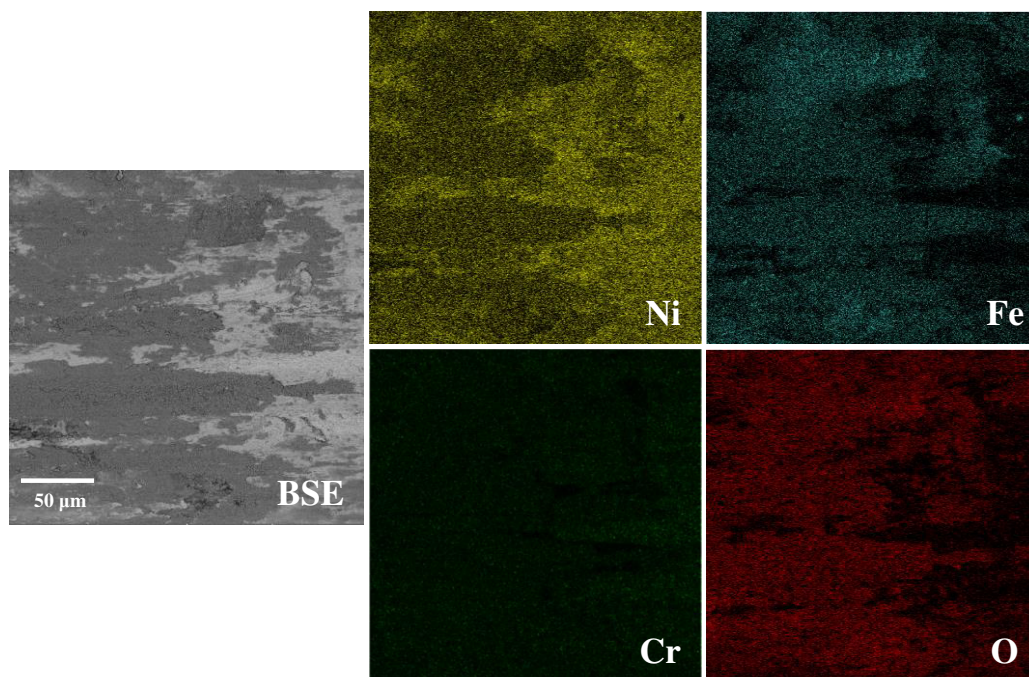


Figura 5.50 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” en la muestra desgastada a alta temperatura de la Haynes 282© en condición de material recibido.

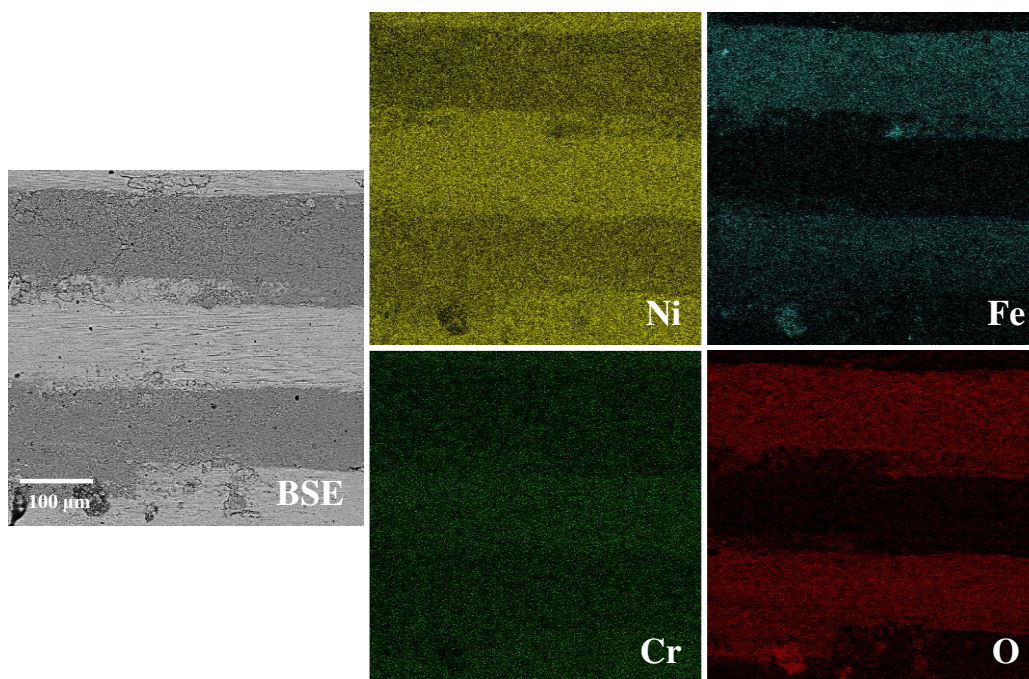


Figura 5.51 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” en la muestra desgastada a alta temperatura de la Haynes 282© en condición tratada térmicamente.

Por otra parte, la aleación tratada térmicamente presentó la aparición de óxidos ricos en aluminio y titanio, además de nitruros de titanio. La Figura 5.52 presenta el análisis de puntual de las zonas marcadas por las flechas, nombradas como P_1 , P_2 y P_3 , así mismo la Figura 5.53 presenta el mapeo de rayos-X de la zona donde se presentó el fenómeno de degradación. La aparición de islas de óxidos de aluminio, Al_2O_3 , y titanio, TiO_2 , está relacionada a la difusión del oxígeno a través de la aleación el cual reacciona con los elementos de aluminio y titanio componentes de la fase gama prima γ' - $Ni_3(Al, Ti)$, esto puede promover una zona libre de γ' , la cual debido a las diferencias en propiedades mecánicas puede provocar fallas por desprendimiento.

Así mismo, el desarrollo de nitruros de titanio, TiN , se presenta debido a la difusión de nitrógeno en la aleación, el cual está presente tanto en el aire como en el acetileno, con que se puede considerar se encuentra en grandes cantidades. Los nitruros de titanio se han encontrado en zonas libres de γ' y localizados cerca de los óxidos ricos en aluminio. Pérez-González y *col* [49] han reportado este fenómeno en la Haynes 282© degradada a alta temperatura en aire quieto, presentando este comportamiento por debajo de la superficie, la aparición del fenómeno en la superficie desgastada esta investigación, puede ser originado por la remoción de material superficial hasta llegar a la zona donde se observó este fenómeno de degradación reportado previamente por Pérez-González y *col*, como ya fue mencionado.

El mapeo de rayos-X presenta la concentración de las islas de óxido ricas en aluminio y titanio, donde se puede observar la gran cantidad de islas de óxido ricas en aluminio y una cantidad moderada de islas ricas en titanio. Comportamiento similar a lo observado por Pérez-González y *col* [49] en su investigación.

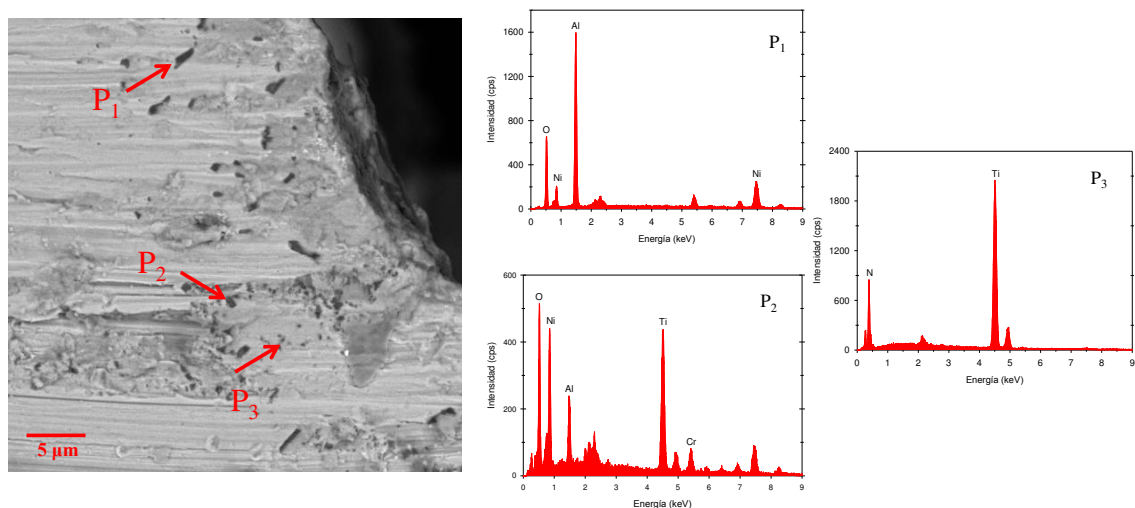


Figura 5.52 Micrografía por MEB–“BSE” de la Haynes 282© en la condición tratada térmicamente y desgastada a alta temperatura, presentando el análisis mediante MEB–“EDX” de las islas de óxidos y nitruros.

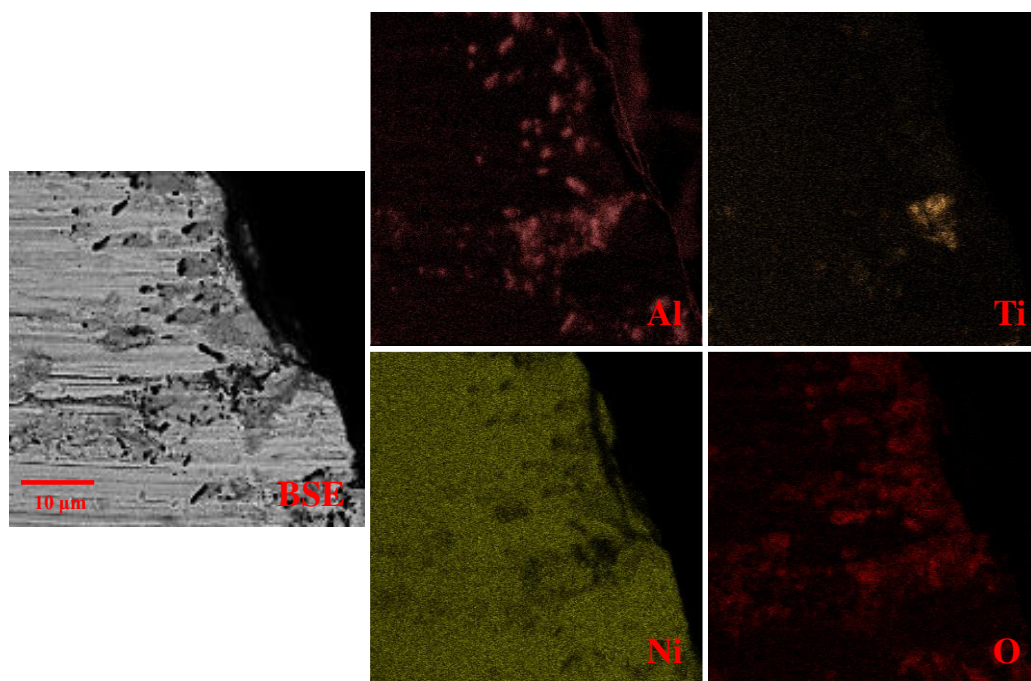


Figura 5.53 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” de la Haynes 282© en condición tratada térmicamente de la zona presentada en la Figura 5.53, observe la importante presencia de óxidos ricos en aluminio.

En la Figura 5.54 se presenta la sección transversal de la aleación Haynes 282© desgastada a alta temperatura en las condiciones de material recibido (a, b y c) y tratada térmicamente (c, d y e). Se puede observar la deformación de la microestructura por debajo de la superficie desgastada en ambas condiciones, donde a simple vista se observa una deformación similar a la presentada en el desgaste a baja temperatura. De igual manera, se presenta la fractura de carburos cercanos a la superficie, Figuras 5.54b y 5.54e, esto puede ser producto de la deformación plástica en la microestructura, además, se puede observar una mayor presencia de carburos en la condición de material recibido en Figura 5.54b. En las micrografías 5.54c y 5.54f se muestra la capa tribológica producto del desgaste, se puede observar una mezcla de varias capas, las cuales se pueden asumir como capas metálicas (gris claro) y capas de óxidos (gris oscuro), el análisis químico y mapeo de rayos-X de las capas tribológicas se presenta más adelante.

La deformación de la microestructura de la Haynes 282© en el desgaste a alta temperatura se presenta en mayor medida en la condición tratada térmicamente, Figura 5.54c, si es comparada con la condición de material recibido, Figura 5.45a. Esto puede ser resultado de la suma de varios factores, como lo son, endurecimiento por deformación a alta temperatura, diferente tamaño de grano y dureza, siendo los dos últimos, en forma similar a lo presentado en el desgaste a baja temperatura, los principales factores que afectan la deformación plástica de la microestructura, los cuales han sido reportados por Blau [26] y Kashani y *col* [28] para aleaciones avanzadas base níquel desgastadas a alta temperatura.

La formación de una capa tribológica compuesta por una mezcla de adhesiones metálicas y óxidos en la superficie desgastada se puede observar en las micrografías 5.54c y 5.54f, para las condiciones de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente. Esto puede ser producto de la reacción de los elementos afines al

oxígeno presentes en ambas aleaciones, como lo son aluminio, titanio, cromo, hierro y níquel, al ser expuesta a alta temperatura y desgaste. Para el caso del hierro la principal fuente es el acero D2, material contra el cuál es desgastada la Haynes 282©. Los demás elementos son parte de la composición química de la Haynes 282©. Este comportamiento ha sido reportado por Blau [26], Kesavan y *col* [27] y Xin y *col* [48] para desgaste a alta temperatura y por Pérez–González y *col* [49] en la degradación a alta temperatura de la aleación Haynes 282©.

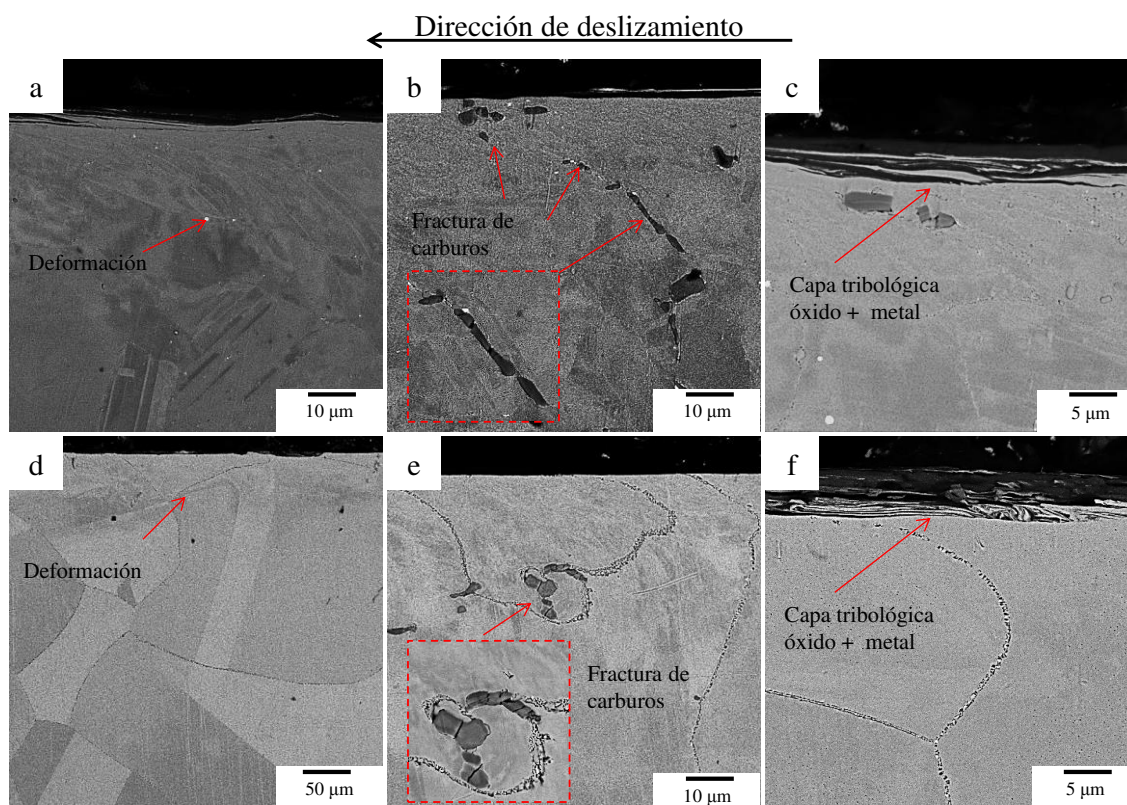


Figura 5.54 Micrografías por MEB–“BSE” de la sección transversal de la Haynes 282© desgastada a alta temperatura mostrando la deformación de la microestructura (a y d), fractura de carburos (b y e) y la capa tribológica producto de una mezcla de metal y óxido (c y f), en las condiciones de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.

En el análisis químico elemental de las diferentes zonas en la capa tribológica se presentan las Figuras 5.55 y 5.56, para la condición de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente. En ambas capas tribológicas se observa la presencia de elementos como el cromo, hierro y níquel en la capa de óxido (tono gris oscuro), así como una capa metálica con presencia de hierro, el cual proviene de acero D2.

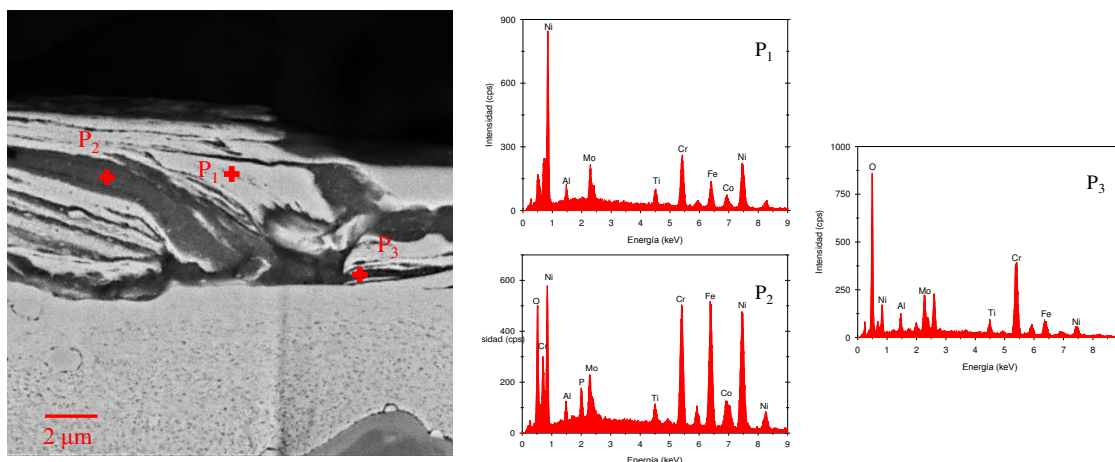


Figura 5.55 Micrografía por MEB–“BSE” de la Haynes 282© en la condición de material recibido y desgastada a alta temperatura, presentando el análisis mediante MEB–“EDX” de la capa tribológica compuesta de capas metálicas y óxidos.

El mapeo de rayos-X (MEB–“EDX”) se presenta en las Figuras 5.57 y 5.58, para la condición de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente. Se puede observar la presencia de oxígeno, cromo, hierro y níquel en ambas condiciones, lo cual corrobora la mezcla de capas de óxidos y metálicas sobre la superficie desgastada.

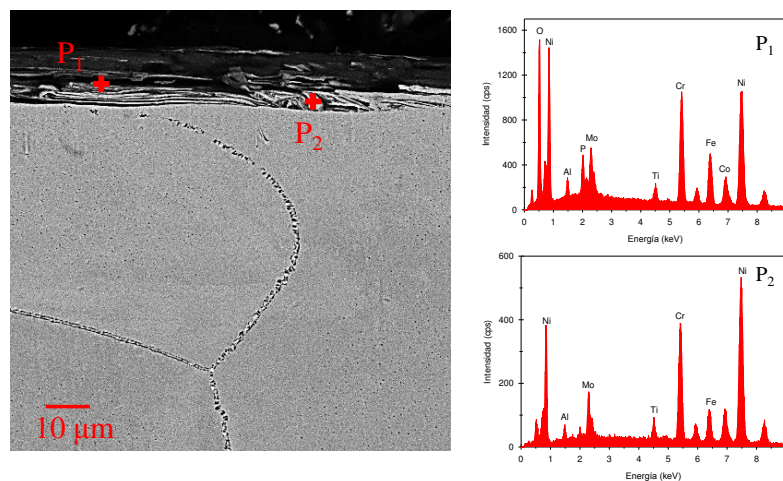


Figura 5.56 Micrografía por MEB–“BSE” de la Haynes 282© en la condición tratada térmicamente y desgastada a alta temperatura, presentando el análisis mediante MEB–“EDX” de la capa tribológica compuesta de capas metálicas y óxidos.

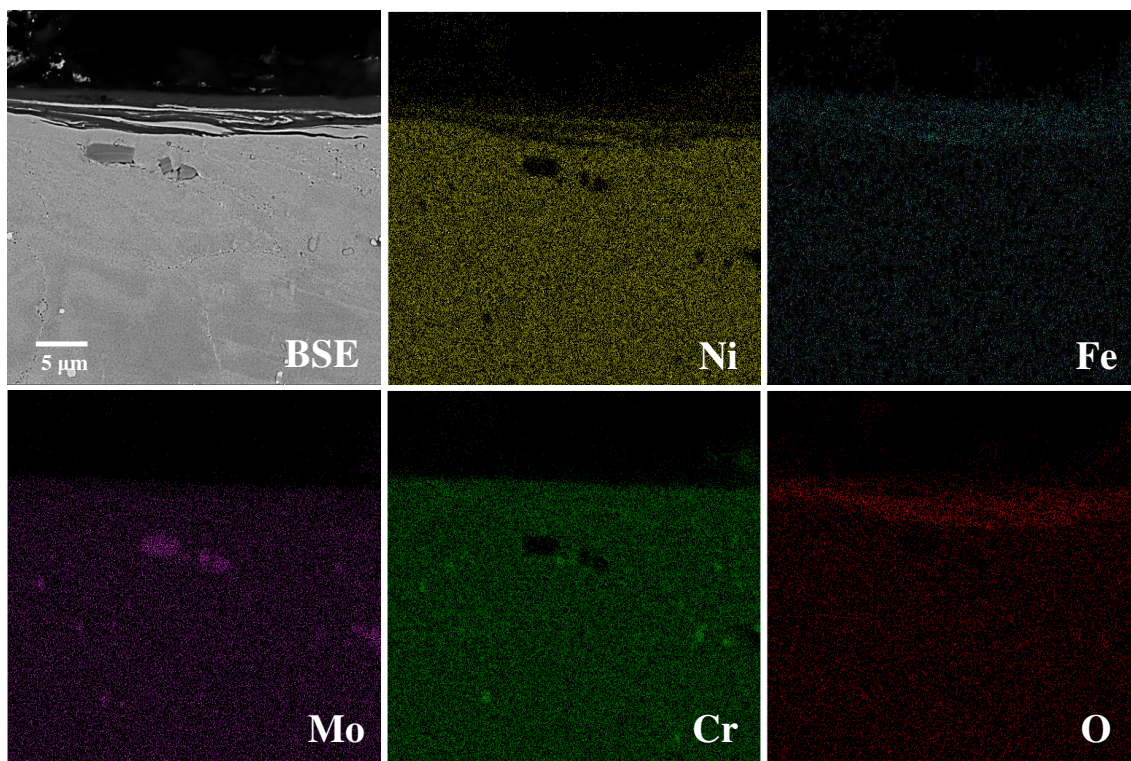


Figura 5.57 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” en sección transversal presentes en la muestra desgastadas a alta temperatura de la Haynes 282© en condición material recibido.

El análisis realizado a la viruta de desgaste generada en los ensayos de alta temperatura se presenta en las Figuras 5.60, 5.61 y 5.62. Las micrografías de la viruta de desgaste son mostradas en la Figura 5.60, donde se puede apreciar una morfología laminar similar a lo obtenido en los ensayo de desgaste a baja temperatura, sin embargo, se puede apreciar partículas irregulares y de diferentes tamaños, así como cierta cantidad de partículas con contenidos altos en oxígeno, aluminio, titanio, cromo, hierro y níquel, presumiblemente óxidos.

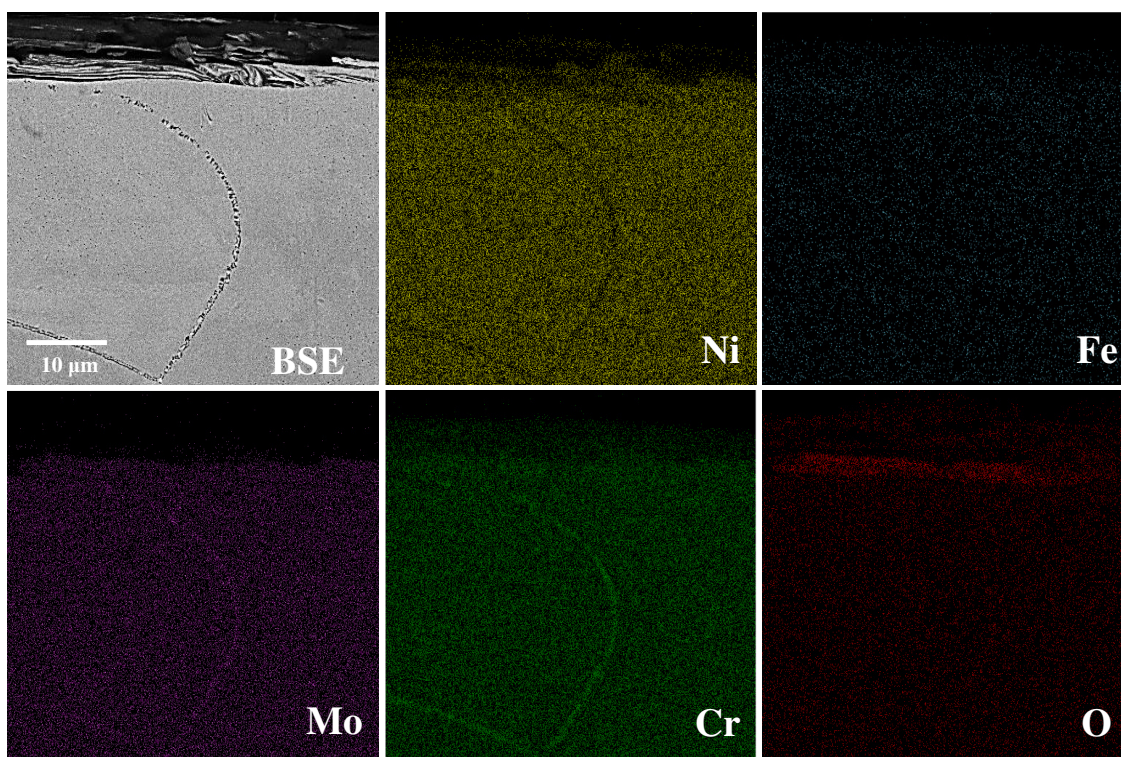


Figura 5.58 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” de la sección transversal presentes en la muestra desgastada a alta temperatura de la Haynes 282© en condición tratada térmicamente.

El análisis por “EDX” revela la presencia de partículas ricas en oxígeno en combinación con diferentes elementos. Las partículas P₁ a P₃ en la Figura 5.60 corresponde a la micrografía 5.59a, viruta de desgaste de la condición de material

recibido, mientras las partículas P_4 a P_6 son de la micrografía 5.59b en la condición tratada térmicamente de la aleación Haynes 282©. Los espectros de las partículas P_2 y P_4 presentan los elementos de aleación de la Haynes con presencia de oxígeno y hierro, con esto, se pueden considerar como fragmentos compuestos por el perno y posiblemente un óxido rico en hierro por la alta temperatura alcanzada. Las partículas marcadas como P_1 y P_4 muestran espectros con intensidades de los elementos oxígeno y hierro, los cuales pueden estar relacionados con la oxidación del acero D2 debido a la temperatura alcanzada en las pruebas de desgaste y que se ubicó por encima de 600°C , autores como Kato y col [50] y Quinn y col [30] han reportado la aparición de óxidos ricos en hierro principalmente Fe_2O_3 y Fe_3O_4 en aceros desgastados a temperaturas cercanas a los 600°C .

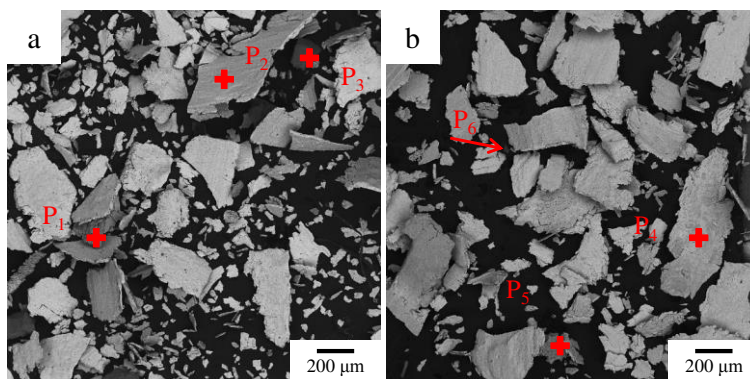


Figura 5.59 Micrografías por MEB–“BSE” de la viruta de desgaste producto de las pruebas a alta temperatura, a) material recibido y b) tratada térmicamente de la Haynes 282©.

Por otra parte, el punto P_3 muestra el espectro de una partícula rica en elementos como oxígeno, cromo y hierro. Estas partículas pueden provenir de la fractura y desprendimiento de la capa tribológica, la cual, se pudo observar en el análisis superficial y en sección transversal de los pernos está compuesta por capas o zonas ricas en oxígeno, cromo y hierro. Así mismo, la aparición de óxidos ricos en aluminio y titanio se obtuvo en el análisis del punto P_6 , esto puede ser consecuencia del

desprendimiento de fragmentos provenientes de las islas ricas en estos elementos y que fueron encontradas en el análisis superficial en la condición tratada térmicamente, Figura 5.53. Previamente Pérez–González y *col* [49] han reportado la presencia de capas de óxido rico en cromo, así como, oxidación interna compuesta de óxidos ricos en aluminio y titanio en estudios de degradación a alta temperatura para esta aleación. La presencia del hierro puede resultar del contacto del perno con el disco de acero D2.

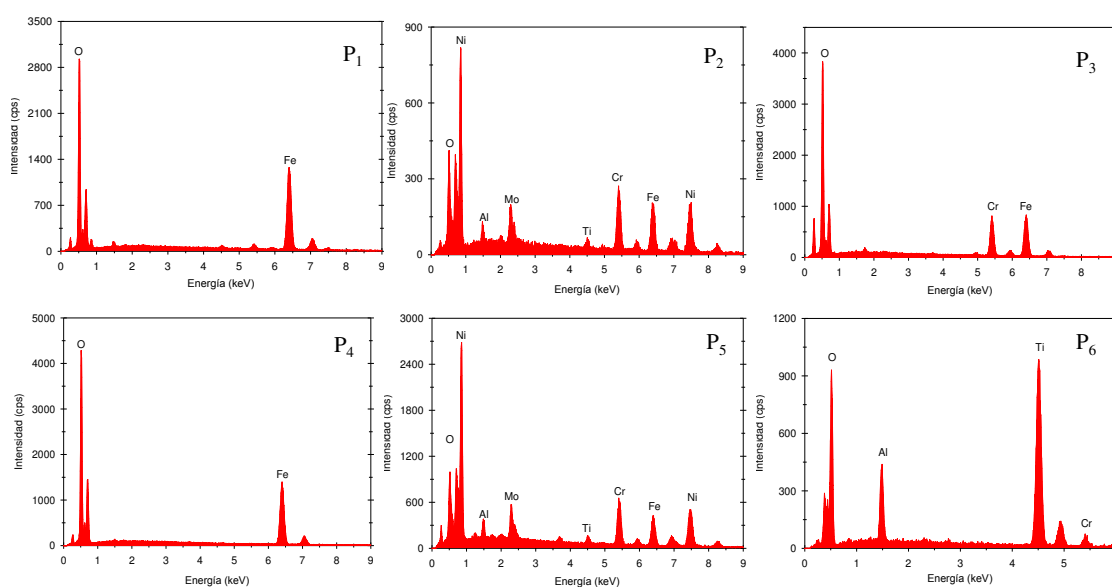


Figura 5.60 Análisis mediante MEB–“EDX” de la Figura 5.54, viruta desgaste de la condición de material recibido (P₁, P₂ y P₃) y tratada térmicamente (P₄, P₅ y P₆) de la Haynes 282© desgastada a alta temperatura.

El espectro de difracción de la viruta de desgaste en cada condición térmica de la aleación Haynes 282©, comparada con el obtenido para la condición de material recibido, se presenta en la Figura 6.61. Se puede observar una señal similar en las tres condiciones, material recibido antes del desgaste (negro), viruta de la condición de material recibido (azul) y la tratada térmicamente (verde), donde se presentan solamente los picos de intensidad característicos de la aleación Haynes 282©. La ausencia de las

fases ricas en oxígeno puede ser debido a la poca cantidad de partículas encontradas en el análisis por MEB de la viruta recolectada.

La aleación Haynes 282© desgastada a alta temperatura, presenta como principal mecanismo de degradación, el desgaste por oxidación moderado, así como contribuciones de desgaste por delaminación, abrasión y adhesión. El fenómeno de oxidación interna observado en la condición tratada térmicamente puede ser uno de los factores que provocan la mayor cantidad de desgaste en términos de pérdida de material en masa.

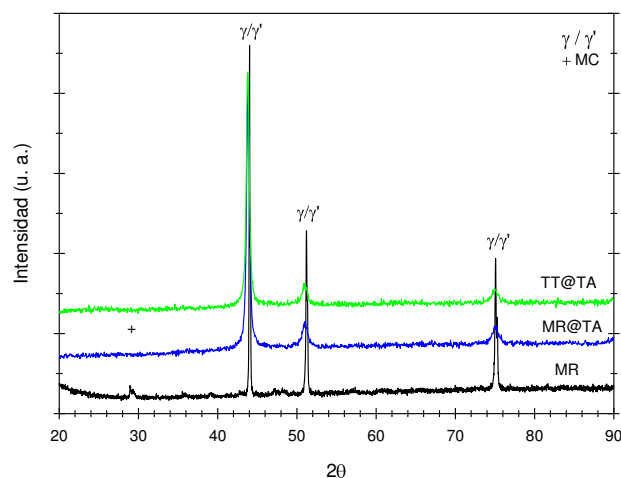


Figura 5.61 Espectro de difracción de rayos-X de la aleación Haynes 282© en la condición de material recibido antes del ensayo de desgaste (MR), y virutas de desgaste de la condición de materia recibido (MR@AT) y tratada térmicamente (TT@AT), a alta temperatura.

5.3.2 Mecanismos de desgaste en la γ -TiAl

En esta Sección se analizarán los mecanismos de desgaste presentes en la aleación avanzada γ -TiAl para las condiciones de material recibido y tratada térmicamente desgastadas a baja y alta temperatura.

5.3.2.1 Mecanismos de desgaste en la γ -TiAl a baja temperatura

En la Figura 5.62 se muestran las superficies desgastadas a baja temperatura de la γ -TiAl para ambas condiciones térmicas, condición de material recibido, micrografía 5.62a, y tratada térmicamente, 5.62b. Donde se puede observar una huella de desgaste relativamente más pronunciada en la condición tratada térmicamente en la micrografía 5.62b, con la presencia de marcas de arado y adhesiones de material sobre la superficie desgastada en mayor cantidad, esto coincide con lo obtenido en los resultados de coeficiente dimensional de desgaste, el cual fue ligeramente mayor para esta condición. Por otra parte en la condición de material recibido, micrografía 5.62a, se logra apreciar la presencia de marcas de arado profundas y la presencia de adhesiones de material sobre la superficie.

En la Figura 5.63 se presentan las micrografías de las zonas de interés en las muestras desgastadas, donde se pueden apreciar marcas de arado profundas y adhesiones de material sobre la superficie, en las condiciones de material recibido en la Figura 5.63a, y la tratada térmicamente en la 5.63d, desprendimiento de material y aparición de fracturas sobre la superficie de ambas condiciones térmicas, material recibido, 5.63b, y tratada térmicamente, 5.63e. Así como, deformación plástica en los bordes de la huella

de desgaste para ambas condiciones, material recibido, 5.63c, y para la tratada térmicamente, 5.63f.

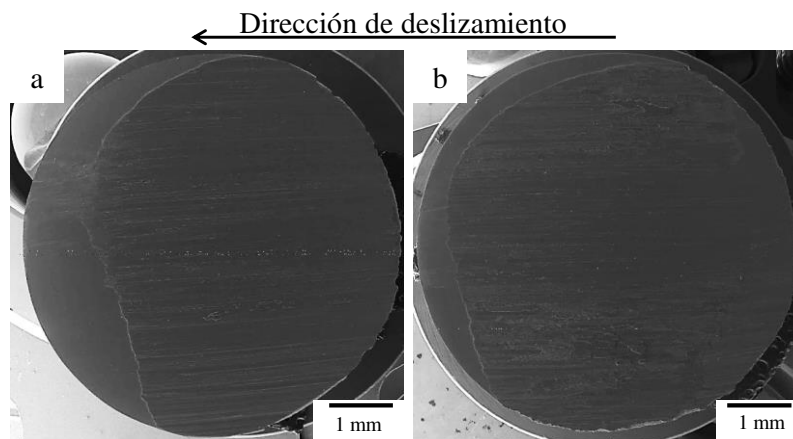


Figura 5.62 Micrografías por MEB–“SE” de la superficie desgastada a baja temperatura de la γ -TiAl en las condiciones de térmicas de material recibido (a) y tratada térmicamente (b).

Las marcas de arado encontradas en ambas condiciones térmicas, están relacionadas al mecanismo de desgaste abrasivo por desprendimiento, el cual puede ser sugerido por las adhesiones presentes en la superficie, así mismo, los parches de material y desprendimientos en las superficies se pueden relacionar a un mecanismo de desgaste por adhesión y delaminación. Autores como Hutchings [22] sugieren que las partículas que se presentan el mecanismo de desgaste abrasivo provienen en un inicio del desgaste adhesivo. Aleaciones avanzadas base γ -TiAl desgastadas a baja temperatura ambiente, como la Ti-48Al-2Nb-2Mn y Ti-45Al-2Nb-2Mn-1B, estudiadas por Rastkar y *col* [37,38] y la Ti-45Al-2Cr-2Nb por Kazuhisa y *col* [51] observaron la presencia de marcas de arado profundas, adhesiones de material sobre la superficie y deformación plástica en zonas cercanas a la huella de desgaste.

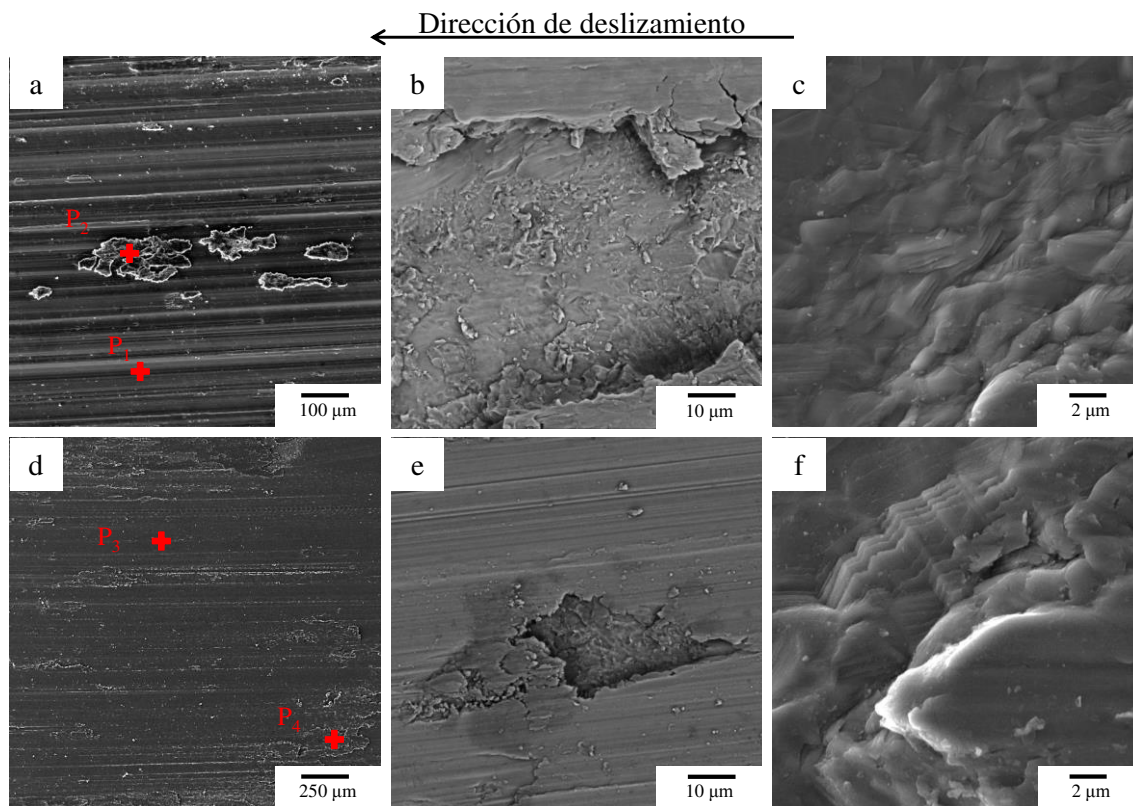


Figura 5.63 Micrografías de la γ -TiAl desgastada a baja temperatura mostrando a) marcas de arado y parches de material sobre la superficie (a, d) por MEB-“SE”, fracturas y desprendimiento de material (b, e) por MEB-“BSE” y deformación plástica en el borde de la huella de desgaste (c, f) por MEB-“SE”, para la condición de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.

En la Figura 5.64 se presentan los espectros de composición química de los puntos marcados en la Figura 5.63, donde P_1 y P_2 corresponden a la condición de material recibido, 5.64a, y, P_3 y P_4 a la tratada térmicamente, 5.63d. Se puede observar la presencia de los elementos de la aleación, como lo son el aluminio, titanio y niobio, así como, una ligera señal de oxígeno en los puntos P_1 y P_3 los cuales corresponden a las zonas con marcas de arado profundas. Por otra parte, los puntos P_2 y P_4 presentan una mayor intensidad en el pico de oxígeno y la aparición de elementos como el cromo y el hierro, los cuales provienen principalmente del rodillo de acero D2.

La ligera señal de oxígeno sobre las marcas de arado (P_1 y P_3) en ambas condiciones térmicas sugiere la remoción de la aleación γ -TiAl provocada por el rodillo D2 y la presencia de una ligera capa de óxido rica en aluminio y titanio sobre la superficie desgastada. De igual forma, la presencia de un alto contenido de oxígeno, hierro y cromo en las adhesiones de material en los puntos P_2 y P_4 apuntan a la aparición de óxidos ricos en aluminio, titanio, cromo y hierro, como principales componentes de los parches sobre la superficie.

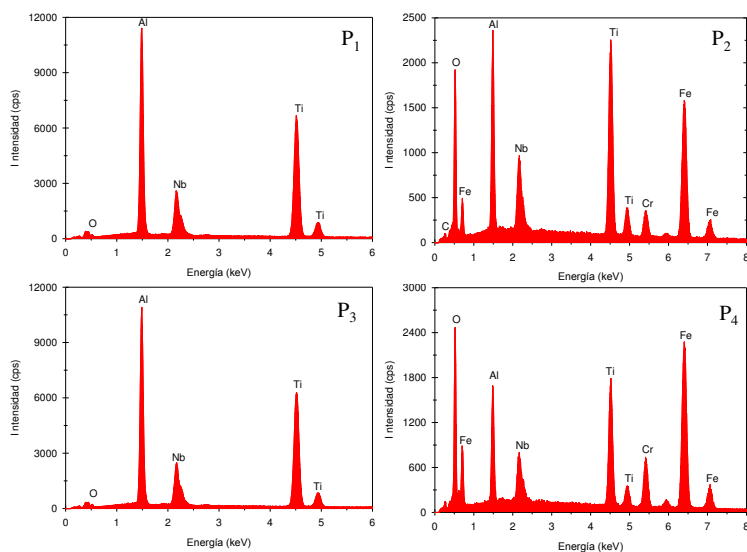


Figura 5.64 Análisis mediante MEB–“EDX” de la Figura 5.64, superficie desgastada (P_1 y P_2) y óxidos adheridos (P_2 y P_3) sobre la superficie, condición de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.

El mapeo de rayos-X (MEB–“EDX”) de concentración de elementos de las superficies desgastadas a baja temperatura de la γ -TiAl se muestra en la Figura 5.65, en ambas condiciones térmicas, de material recibido (a) y tratada térmicamente (b). Se puede observar una mayor cantidad de zonas ricas en hierro y oxígeno por parte de la condición tratada térmicamente, Figura 5.65b, Mientras, en la condición de material recibido, Figura 5.65a, se presenta zonas ricas en hierro y oxígeno, sin embargo, éstas

son en menor cantidad con respecto a la tratada térmicamente. Con esta información y lo obtenido en los análisis químicos semicuantitativo de las zonas en la Figura 5.64 (P₁ a P₄) se puede sugerir que los parches sobre la superficie están compuestos por óxidos ricos en aluminio, titanio, cromo y hierro. La presencia de óxidos de hierro, Fe₂O₃, y en pequeñas cantidades de titanio, TiO₂, y aluminio, Al₂O₃, sobre la superficie desgastada han sido reportadas por Cheng y *col* [33] para la Ti-48Al-2Cr-2Nb puesta en contacto con una aleación de acero AISI 52100 a temperatura ambiente.

Así mismo, la presencia de adhesiones de óxidos sobre las superficies desgastadas, marcas de arado y deformación plástica en los bordes de la huella de desgaste apuntan a un mecanismo complejo de oxidación moderado, abrasión y adhesión. El cual ya ha sido previamente reportado para aleaciones γ -TiAl por Rastkar y *col* [38].

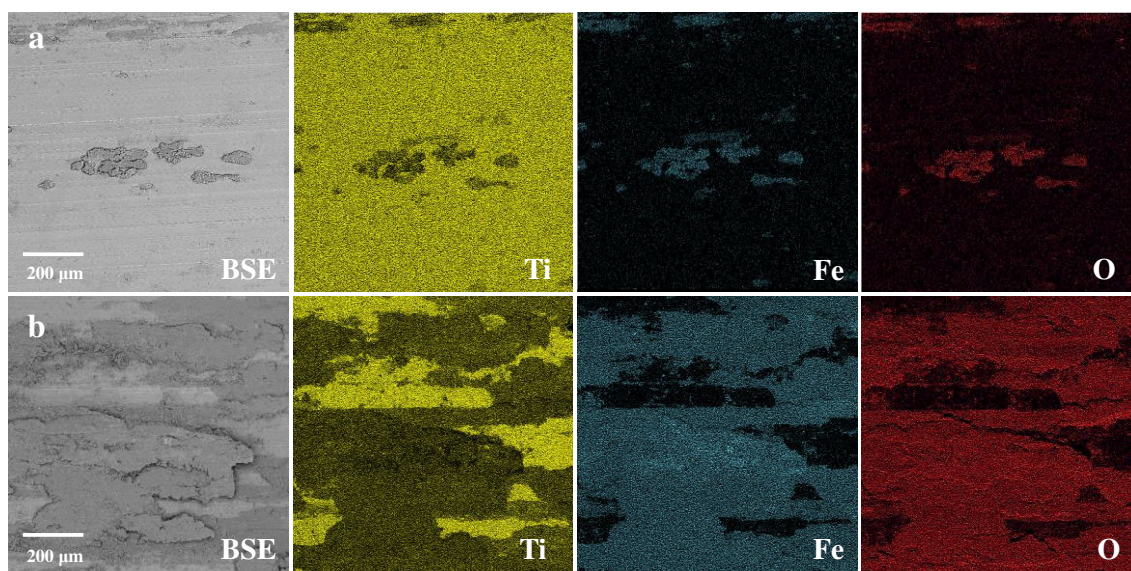


Figura 5.65 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” en las superficies desgastadas a baja temperatura de la γ -TiAl en las condiciones de materia recibido (a) y tratada térmicamente (b).

En análisis de la sección transversal en la zona de la huella de desgaste para la γ -TiAl, para ambas condiciones térmicas, se presenta en la Figura 5.66, donde la condición de material recibido se presenta en la parte superior (a, b y c), mientras la condición tratada térmicamente se encuentra en la parte inferior (d, e y f).

En las micrografías 5.66a y 5.66d, material recibido y tratada térmicamente, respectivamente, se puede observar la deformación plástica provocada por el desgaste a baja temperatura. En la condición de material recibido, 5.66a, se presenta la deformación tanto de la fase γ , así como, la microestructura laminar en la dirección de la deslizamiento (derecha a izquierda). De igual modo, la Figura 5.66c muestra la deformación de la microestructura, granos equiaxiales columnares γ , para la condición tratada térmicamente. Se puede observar una mayor deformación en la condición tratada térmicamente, esto puede estar relacionado al mayor tamaño de grano de la microestructura equiaxial columnar, como se puede apreciar en la micrografía 5.66c. Tamaños de grano más grandes favorecen la deformación plástica aumentando el desprendimiento de material y por consecuencia el desgaste [17].

En las micrografías 5.66b, material recibido, y 5.66e, tratada térmicamente, se puede observar la capa tribología producto del desgaste, donde, en ambos casos, se presenta fracturas a través de la capa, al aplicar un esfuerzo cortante crítico se podría producir un desprendimiento de fragmentos generando partículas abrasivas.

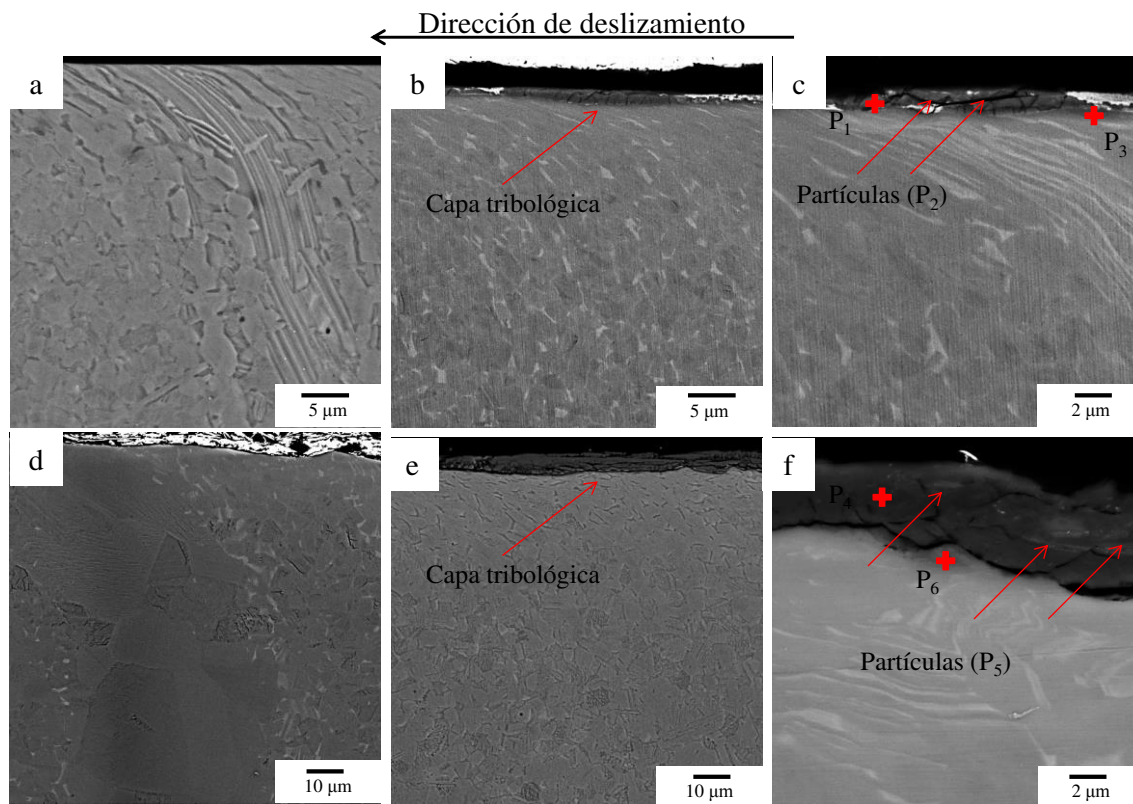


Figura 5.66 Micrografías por MEB–“BSE” de la sección transversal de la γ -TiAl desgastada a baja temperatura mostrando, deformación de la microestructura (a y d), capa tribológica (b y e) y partículas abrasivas en la capa tribológica (c y f) en las condiciones de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.

Un acercamiento a la zona de la capa tribológica (tono gris oscuro) se presenta en las micrografías 5.66c, material recibido, y 5.66f, tratada térmicamente. Se puede observar la presencia de partículas inmersas en la capa tribológica (tono gris claro). Al utilizar el detector de electrones retrodispersados “BSE” en el MEB se puede sugerir una diferencia en la composición química de la capa tribológica con respecto a la aleación γ -TiAl. Por lo cual, en la Figura 5.67 se presentan los espectros de composición química de la capa tribológica (P₁ y P₄), las partículas (P₂ y P₅) y una zona de la aleación cercana a la superficie desgastada (P₃ y P₆).

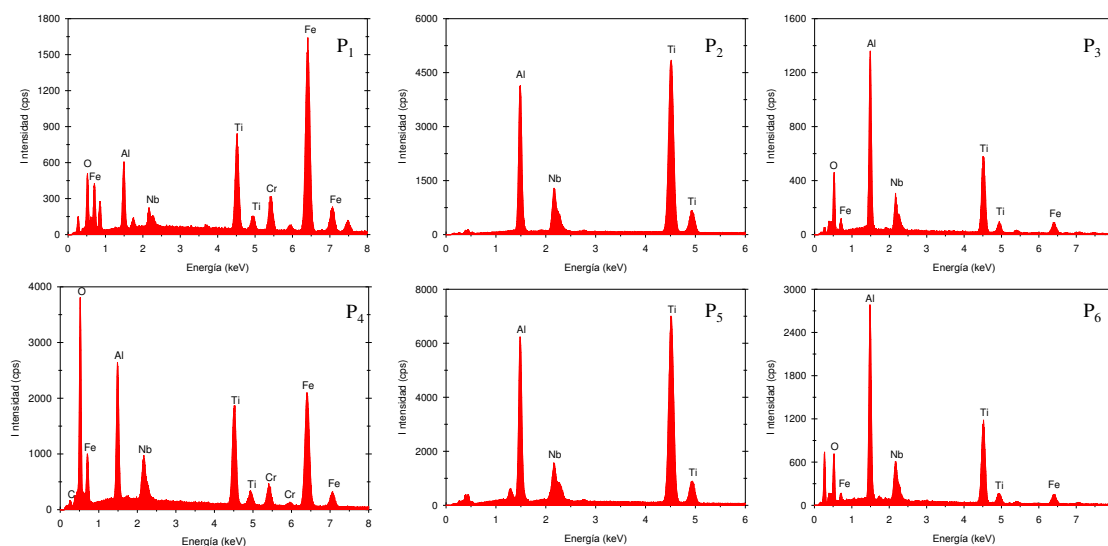


Figura 5.67 Análisis mediante MEB–“EDX” de las zonas marcadas en las micrografías 5.66c y 5.66f, capa tribológica (P₁ y P₄), partículas de γ/α_2 (P₂ y P₅) y óxido de aluminio y titanio (P₃ y P₆), condiciones de material recibido (P₁ a P₃) y tratada térmicamente (P₄ a P₆).

El análisis de los puntos P₁ y P₄, de la Figura 5.67, sugiere que la capa tribológica está compuesta por elementos como oxígeno, aluminio, titanio, cromo, hierro y niobio, dado que la intensidad en ambos puntos es relevante se puede considerar como una capa tribológica conformada principalmente por óxidos y partículas abrasivas duras. Esto se puede relacionar a un mecanismo oxidativo moderado con presencia de desgaste por abrasión en-tres cuerpos y adhesión, el cual ya ha sido reportado por Kazuhisa y *col* [51] para una aleación avanzada base γ -TiAl.

Por otra parte, el análisis de las partículas abrasivas se presenta en los puntos P₂ y P₄, se puede observar que la intensidad del titanio está ligeramente por encima de la intensidad aluminio, los valores de composición química resultado de este análisis (Al 34.43%at, Ti 60.26%at, Nb 5.31%at), son muy similares a los presentados la fase γ/α_2 de la Tabla 5.1. Con esto se puede sugerir que estos corresponden a partículas ricas en la fase laminar α_2 , debido a que presentan un mayor contenido de titanio con respecto la

zona γ/α_2 obtenida del análisis del material antes del desgaste. Valores similares para la fase laminar α_2 mediante el análisis de “EDX” han sido previamente reportados por Ebach-Stahl y *col* [52]. Así mismo, la presencia de partículas de desgaste compuestas por la fase α_2 son generadas por la fractura y desprendimiento entre las fases laminares γ y α_2 lo cual ha sido reportado previamente por Sun y *col* [42] para una aleación TiAl.

La zona que se encuentra contigua a la capa tribológica señalada en las zonas P₃ y P₆ presenta una ligera señal en los elementos oxígeno y hierro lo cual puede estar relacionado a la oxidación de la aleación debido a la temperatura instantánea alcanzada durante la prueba la cual fue cercana a los 150°C. Estudios de desgaste realizados por Gialanella y Straffelini [39] en la aleación Ti-48Al-2Cr-2Nb a temperatura ambiente han demostrado la presencia de una ligera capa de óxidos ricos en aluminio y titanio sobre la superficie de la aleación.

En la Figura 5.68 se puede observar el mapeo de elementos químicos mediante MEB–EDX en la capa tribológica, en primer instancia, se puede observar una capa tribológica más compacta y adherida a la superficie en la condición de material recibido, Figura 5.68a. Caso contrario al presentado en la Figura 5.68b, donde se muestra una capa no adherida y con un ligero mayor espesor. Ambas capas presentan una considerable presencia de fracturas.

En la Figura 5.68 se puede observar una concentración de oxígeno, titanio y hierro para ambas muestras. La condición de material recibido, Figura 5.68a, presenta una alta concentración de titanio por encima de la señal de hierro con lo que se puede suponer la presencia de parches metálicos sobre la capa rica en oxígeno y hierro, y esto apunta a la contribución del mecanismo de desgaste por adhesión y abrasión en tres–cuerpos producto del desprendimiento de fragmentos de la fase laminar. Por otra parte la

condición tratada térmicamente, Figura 5.68b, presenta una capa principalmente rica en los tres elementos oxígeno, titanio y hierro, donde se puede observar zonas dentro de la capa tribológica ricas en titanio, lo cual se relaciona a lo obtenido por el análisis puntual por EDS de las partículas principalmente de la fase laminar α_2 , la presencia de las partículas, en forma similar a lo presentado por la condición de material recibido, sugiere como parte del mecanismo de desgaste el abrasivo en tres-cuerpos [22,42]. Cabe resaltar que no se observa la evidencia de oxidación interna en ambas condiciones térmicas.

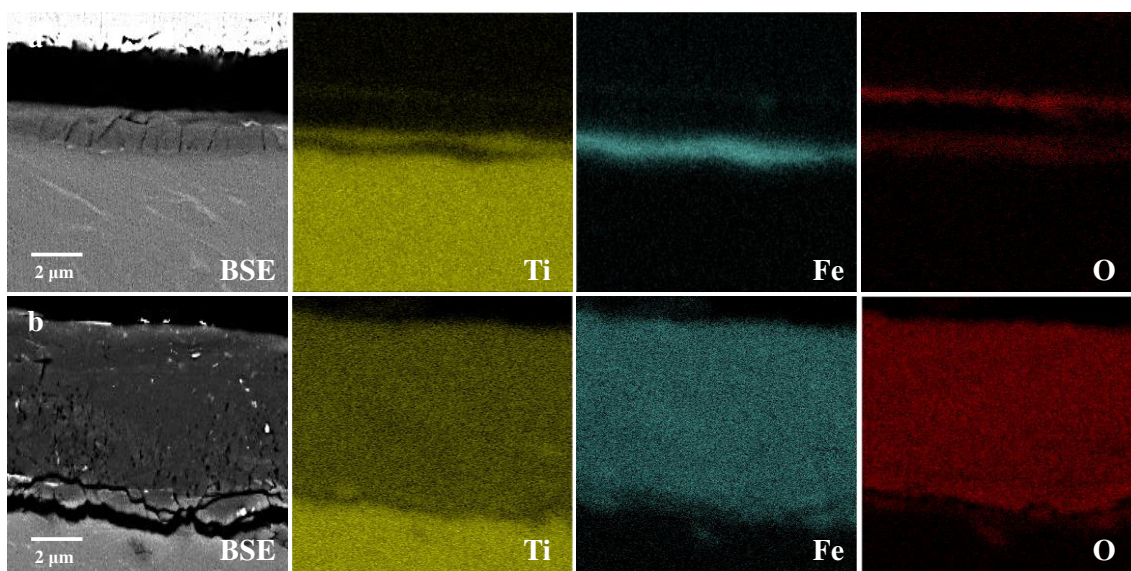


Figura 5.68 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” en la capa tribológica en sección transversal de la γ -TiAl desgastada a alta temperatura, en las condiciones de material recibido (a) y tratada térmicamente (b).

El análisis realizado a la viruta producto del desgaste a baja temperatura realizado a ambas condiciones térmicas de la γ -TiAl se presenta en las Figuras 5.69, 5.70 5.71 y 5.72.

En la Figura 5.69 se presenta la morfología presentada por las virutas de desgaste para ambas condiciones térmicas, donde la micrografía 5.69a corresponde a la condición de material recibido y la 5.69b a la tratada térmicamente. Se puede observar en ambos casos la presencia de partículas principalmente del tipo laminar y cierta cantidad con partículas pequeñas de morfología irregular, posiblemente metálicas y óxidos, respectivamente, de las cuales se analizaron cuatro partículas, derivado del distinto tono obtenido por el análisis de MEB-“BSE”, en cada una de las virutas recolectadas.

El análisis por espectroscopia de energía dispersiva de las partículas en la micrografía 5.69a de la viruta provocada por el desgaste de la condición de material recibido se presentan en la Figura 5.70. Se puede observar en los espectros P₂, P₃ y P₄ se presentan cantidades considerables de oxígeno, los cuales se puede sugerir como partículas oxidadas de la aleación γ -TiAl con presencia de hierro para los puntos P₂ y P₄, óxidos de cromo y hierro en la partícula P₃ y óxidos compuestos por aluminio y titanio para la P₄. Además de partículas que presentaron una química similar a la aleación presentada en el espectro P₁, principalmente aluminio, titanio y niobio, las cuales se presentaron en mayor cantidad en la viruta.

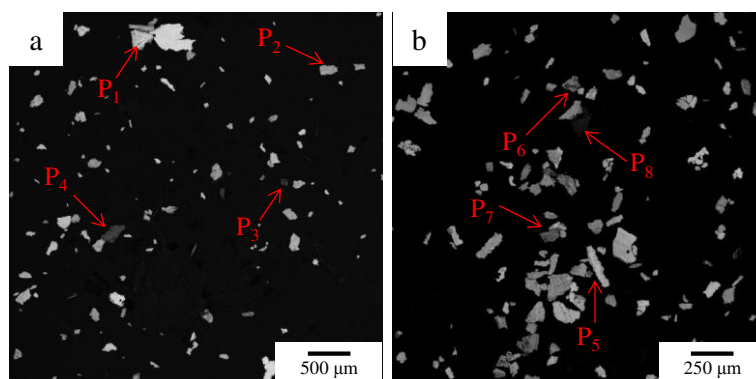


Figura 5.69 Micrografías de la viruta de desgaste producto de las pruebas a baja temperatura, a) material recibido y b) tratada térmicamente de la γ -TiAl, mediante el detector “BSE”.

En la Figura 5.71 se muestran los espectros de composición química correspondientes a la viruta de desgaste de la condición tratada térmicamente de la micrografía 5.69b. Donde, similar a lo obtenido en la condición de material recibido, las partículas encontradas en la viruta de desgaste de la condición tratada térmicamente son principalmente metálicas y corresponden al espectro P₅, de igual modo, se observó la presencia de partículas dispersas de óxidos compuestos por hierro y cromo, mostrado en el espectro P₇; partículas de la aleación oxidadas, en el espectro P₈, y con presencia de cromo y hierro, en espectro P₆.

Las partículas que presentan la química de la aleación γ -TiAl y con adiciones de cromo y hierro pueden ser originadas por la remoción de material por parte del rodillo, lo cual apunta a un mecanismo de fractura y desprendimiento en el perno, comportamiento relacionado a un mecanismo de desgaste por delaminación y adhesión. Así mismo, la evidencia de partículas de óxido sugiere la presencia de los mecanismos de desgaste oxidativo y abrasivo en tres-cuerpos. La mayor presencia de la morfología laminar sugiere deformación plásticas, la cual fue mostrada previamente en las Figuras 5.63 y 5.66. La presencia de partículas laminares e irregulares en sistemas metálicos TiAl sugieren mecanismos de desgaste adhesivo, abrasivo y deformación plástica lo cual ha sido reportado por Straffelini y Molinari [34], Rastkar y *col* [38], Sahoo y *col* [53,54].

Debido a la poca cantidad de viruta de desgaste generada no fue posible realizar el análisis por la técnica de difracción de rayos-X para esta aleación.

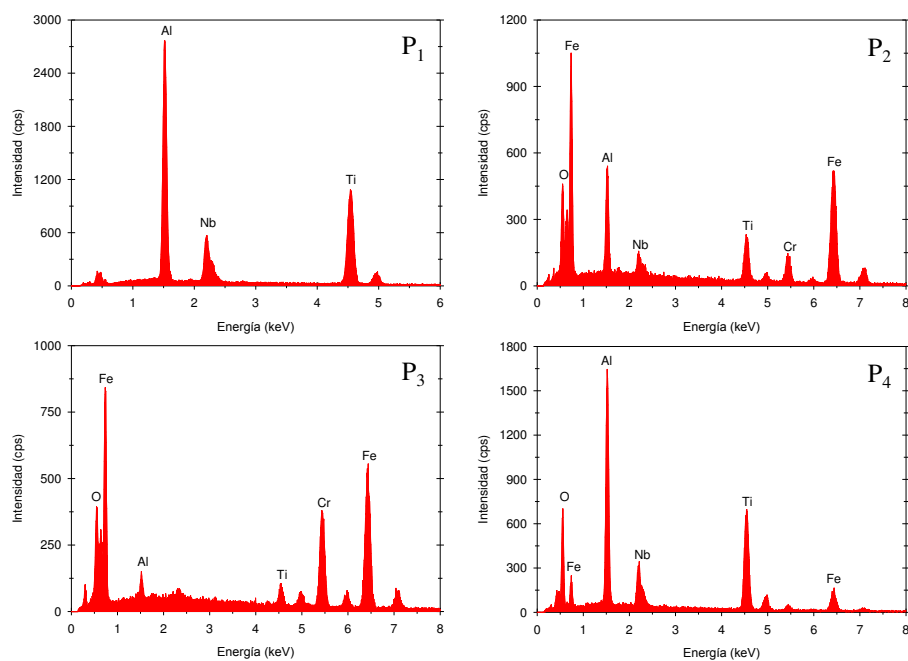


Figura 5.70 Análisis mediante MEB–“EDX” de la viruta de desgaste de la condición de material recibido de la γ -TiAl a baja temperatura.

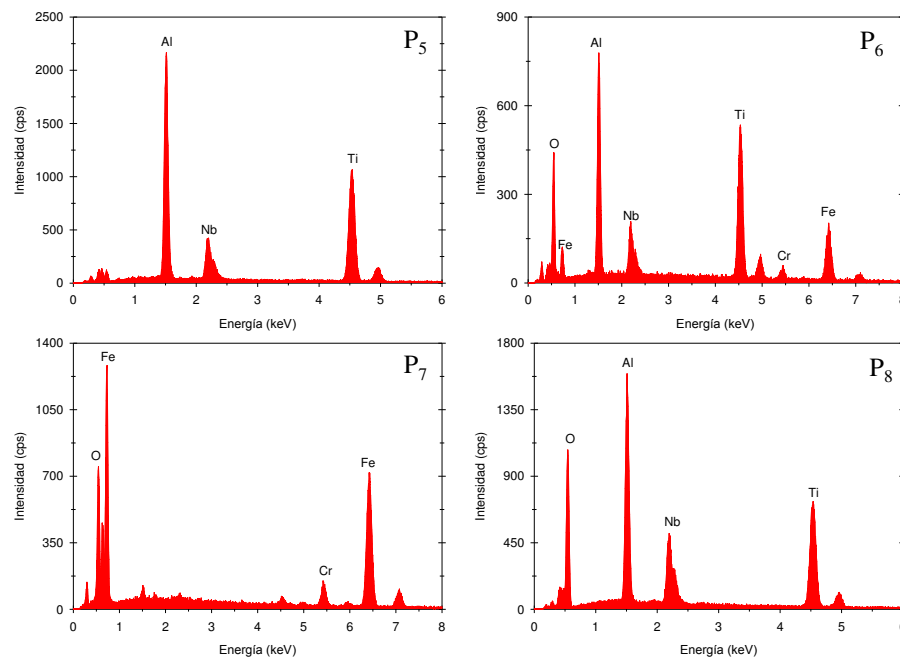


Figura 5.71 Análisis mediante MEB–“EDX” de la viruta de desgaste de la condición tratada térmicamente de la γ -TiAl a baja temperatura.

Con la información obtenida se puede sugerir como principal mecanismo de degradación, para la γ -TiAl desgastada a baja temperatura, el desgaste por oxidación moderado, con la participación de desgaste por abrasión, adhesión y delaminación. La condición de material recibido presentó las mejores propiedades contra el desgaste principalmente por el menor tamaño de grano γ e islas de la microestructura γ/α_2 .

5.3.2.2 Mecanismos de desgaste en la γ -TiAl a alta temperatura

En la Figura 5.72 se presentan las superficies desgastadas de la γ -TiAl a alta temperatura para ambas condiciones térmicas. Se puede observar una huella de desgaste ligeramente mayor en la condición de material recibido, Figura 5.72a, con respecto a lo mostrado por la condición tratada térmicamente de la Figura 5.72b. Esto está relacionado a los valores calculados del coeficiente dimensional de desgaste, donde la condición tratada térmicamente presentó valores por debajo de los obtenidos para la condición de material recibido.

En la condición de material recibido, Figura 5.72a, se puede observar la presencia de marcas de arado profundas y adhesiones de material sobre la huella de desgaste. Por otra parte, en la condición tratada térmicamente, Figura 5.72b, se observan marcas de arado en la dirección de deslizamiento, sin embargo, presenta una mayor cantidad de adhesiones sobre la superficie. La mayor cantidad de adhesiones sobre la superficie puede ser una de las causas por las cuales la condición tratada térmicamente presentó un menor desgaste. Dichas adhesiones de material pueden ser de naturaleza metálica u óxidos, esto debido a la temperatura alcanzada durante el ensayo, cerca de 450°C, donde autores como Xia y *col* [55] han reportado capas de óxido sobre la

superficie de una aleación γ -TiAl. Así mismo, Kato y *col* [50] encontraron una disminución en el desgaste cuando existe una capa tribológica continua.

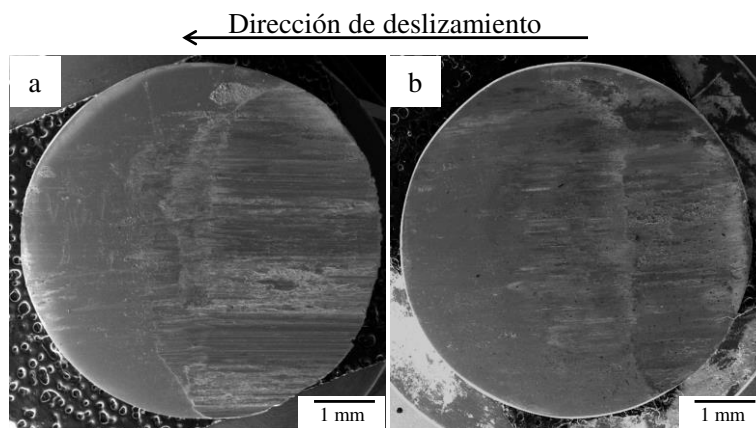


Figura 5.72 Micrografías por MEB–“SE” de la superficie desgastada a alta temperatura de la γ -TiAl en las condiciones de térmicas de material recibido (a) y tratada térmicamente (b).

La Figura 5.73 presenta un acercamiento a las zonas de interés encontradas en la superficie desgastada de ambas muestras, donde las Figuras 5.73a, 5.73b y 5.73c corresponden a la condición de material recibido y las 5.73c, 5.73e y 5.73f a la condición tratada térmicamente.

Se presentan marcas de arado en la superficie de ambas condiciones térmicas, material recibido en la Figura 5.73a y tratada térmicamente en la 5.73d. Siendo más pronunciadas en la condición de material recibido, así mismo se puede observar una menor cantidad de adhesiones de material. Un ejemplo de las adhesiones de material sobre la superficie se presentan en las Figuras 5.73b, material recibido, y 5.73e, tratada térmicamente. Se puede observar diferentes tonalidades en las adhesiones de material (marcadas como puntos P_1 , P_2 , P_4 y P_5) mediante el detector de *BSE*, lo que sugiere diferente composición química, además se puede observar en ambas micrografías la

deformación, fractura y desprendimiento de partículas en las adhesiones. Así mismo, la deformación plástica en las adhesiones de material puede ser observada claramente en las micrografías 5.73c para material recibido y 5.73f para la condición tratada térmicamente.

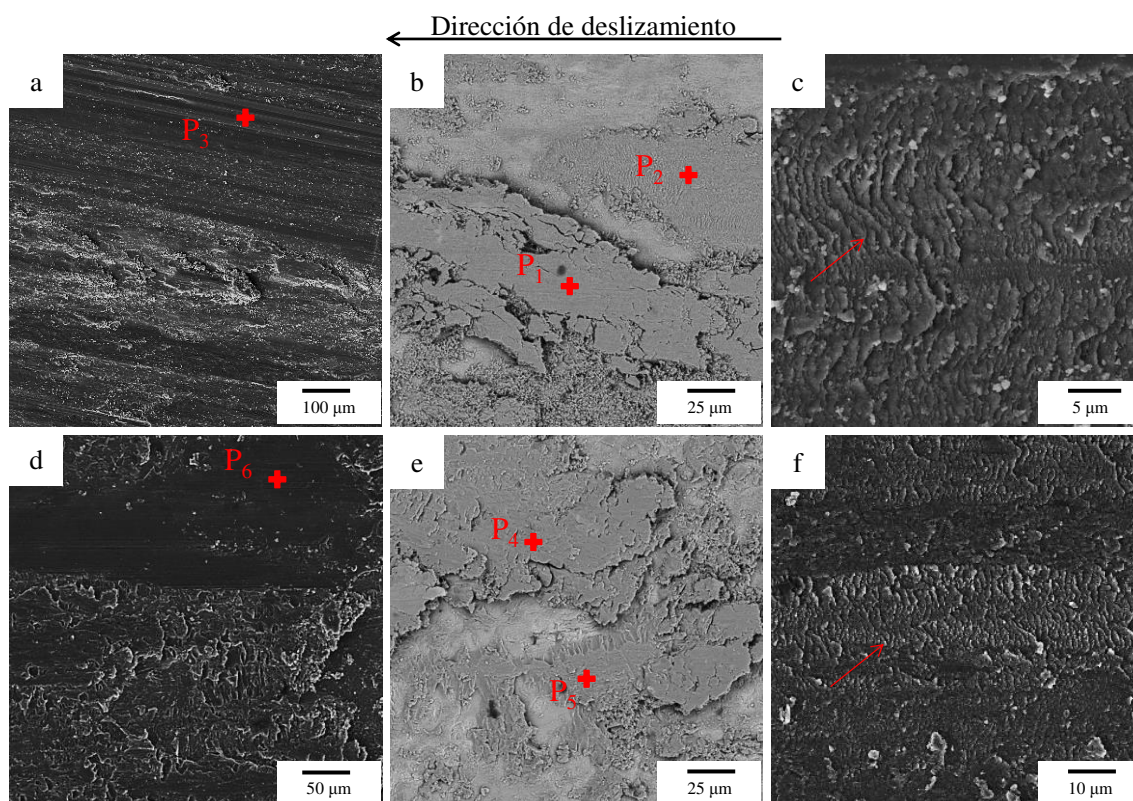


Figura 5.73 Micrografías de la γ -TiAl desgastada a alta temperatura, mostrando a) marcas de arado sobre la superficie (a, d) por MEB-“SE”, adhesiones de material (b, e) por MEB-“BSE” y deformación de la capa tribológica (c, g) por MEB-“SE”, para la condición de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.

Las marcas de arado, como ya ha sido comentado previamente, apuntan a un mecanismo de desgaste por abrasión en tres-cuerpos, esto, sí se relaciona las fracturas y desprendimientos observadas en las adhesiones de las micrografías 5.73b y 5.73e con las marcas de arado. Mecanismos de abrasión en tres-cuerpos presentes sistemas metálicos

TiAl desgastados a alta temperatura han sido previamente reportados por y Xu y *col* [32] y Sun y *col* [42].

El análisis de composición química de los puntos P_1 a P_6 se presentan en la Figura 5.74, donde las zonas señaladas como P_1 , P_2 y P_3 corresponden a la condición de materia recibido (Figuras 5.73a y 5.73b), marcas de arado y dos diferentes tipos de adhesiones, respectivamente, de la misma manera en la tratada térmicamente las zonas P_4 , P_5 y P_6 (Figuras 5.73d y 5.73e) corresponden a zonas similares. Se puede observar la presencia del elemento oxígeno en todos los espectros de composición química. Lo cual sugiere a las adhesiones sobre la superficie principalmente como óxidos ricos en aluminio, titanio y hierro en los parches marcados como P_1 y P_4 . Por otra parte, las zonas P_2 y P_5 como óxidos ricos en aluminio, titanio y niobio y la presencia de una ligera señal del elemento hierro en la zona donde se presentaron las marcas de arado producto del contacto entre las dos superficies metálicas, γ -TiAl y el acero D2. Los contenidos en fósforo en la superficie puede originarse de las impurezas presentes en el acetileno [47], como ha sido comentado previamente.

Por otra parte, la deformación que se presenta en la adhesión material en las Figuras 5.73c y 5.73f puede estar relacionada con un fenómeno conocido como deformación plástica por efectos de alta temperatura. Autores como Bulut–Coskun [19], Rainforth y *col* [56] y François y *col* [57] han reportado este comportamiento para sistemas metálicos desgastados a alta temperatura, el cual se presenta principalmente en óxidos. Dado el análisis químico elemental presentado en la Figura 5.74 se puede sugerir como parches de óxido deformados plásticamente, lo cual coincide con lo sugerido por los autores previamente mencionados.

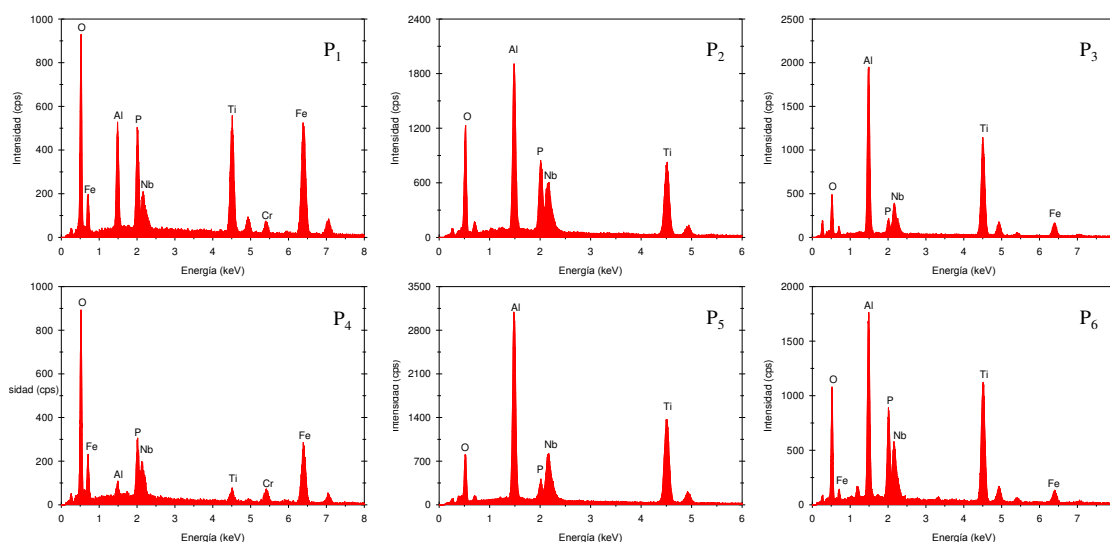


Figura 5.74 Análisis mediante MEB–“EDX” de la Figura 5.74, parches de óxido ricos en hierro (P₁ y P₄), superficie de la γ -TiAl oxidada (P₂ y P₅) y marcas de arado (P₃ y P₆), condición de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.

La Figura 5.75 presenta el mapeo de rayos-X de concentración de elementos sobre la superficie desgastada para la condición de material recibido desgastada a alta temperatura, se puede observar la presencia del elemento hierro sobre las adhesiones de material que se encuentran sobre la superficie, esto apunta a parches de óxido ricos principalmente en hierro, el cual proviene del rodillo de acero D2. Además, se puede observar la presencia de oxígeno sobre la aleación lo cual sugiere la presencia de una capa de óxidos ricos en aluminio y titanio, lo cual ya ha sido reportado por Xia y col [55].

Por otra parte, el análisis por mapeo de elementos mediante MEB–“EDX” de la muestra tratada térmicamente se presenta en la Figura 5.76. Donde, además de las zonas donde se presentan óxidos compuestos por hierro y otras por óxidos de aluminio y titanio, esto, similar a lo obtenido para la muestra en condición de material recibido. Se observa la presencia de adhesiones metálicas principalmente compuestas por hierro en la parte central de la micrografía, obtenida por *BSE*, este comportamiento puede estar

relacionado la propiedad protectora por parte una capa tribológica compuesta principalmente por óxidos de hierro. Capas tribológicas compuestas por óxidos de hierro presentan propiedades mecánicas que favorecen la resistencia al desgaste en el sistema tribológico, al actuar como una barrera en las superficies evitando el contacto metálico directo en el sistema. Autores como Quinn y *col* [30] y Kato y *col* [50] han reportado disminuciones en el desgaste cuando se observa la presencia de éstos óxidos y sugieren un mecanismo de desgaste oxidativo moderado.

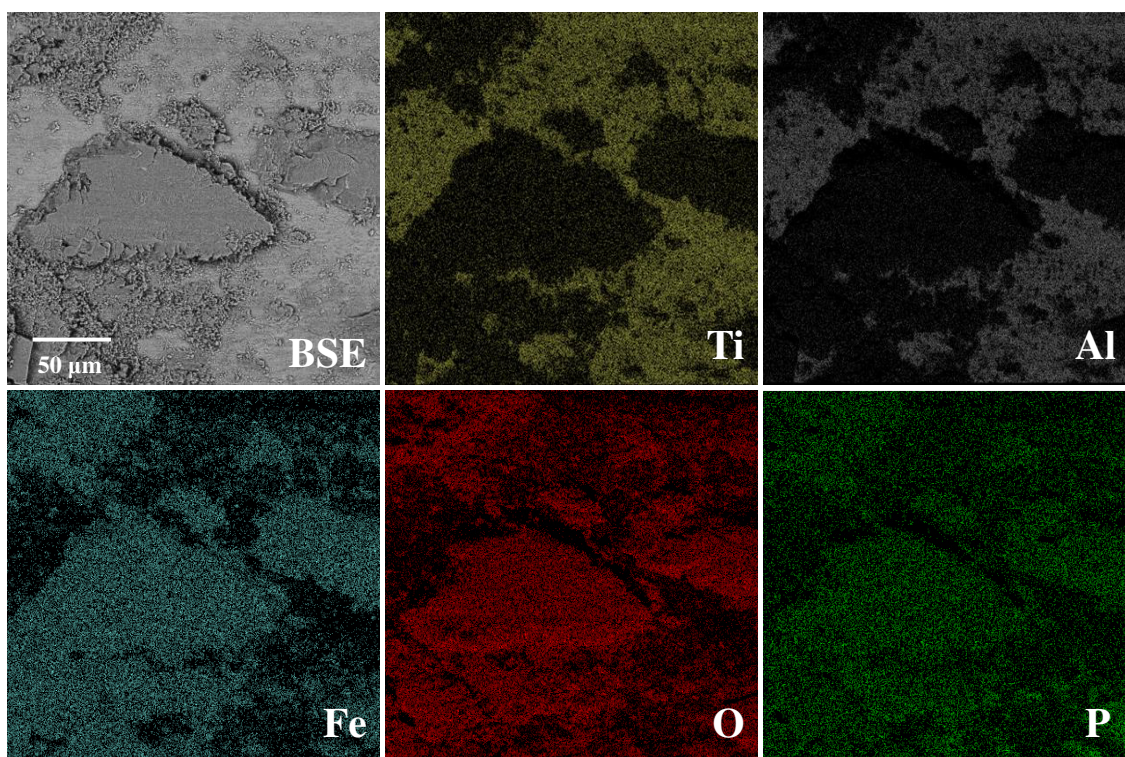


Figura 5.75 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” sobre la superficie de las muestras desgastadas a alta temperatura de la γ -TiAl en la condición de material recibido.

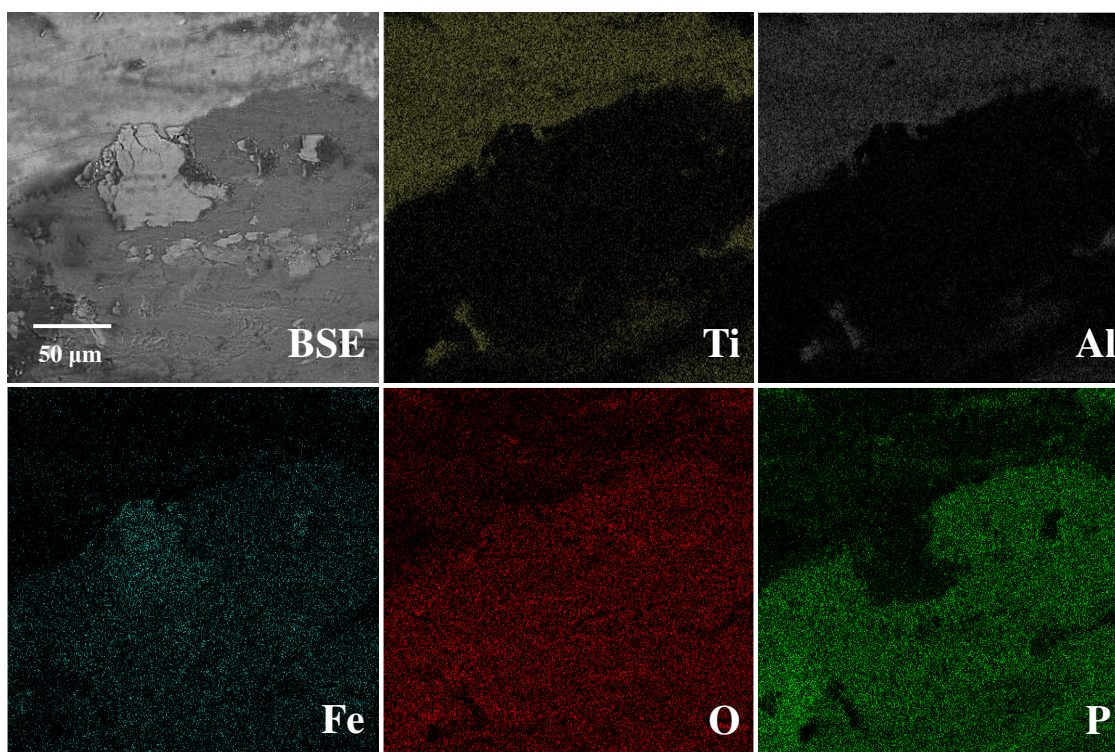


Figura 5.76 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” sobre la superficie de las muestras desgastadas a alta temperatura de la γ -TiAl en la condición de material tratado térmicamente.

En la Figura 5.77 se presentan las micrografías en sección transversal de la zona cercana a la superficie desgastada a alta temperatura de la aleación γ -TiAl en las condiciones de material recibido mostradas en las micrografías 5.77a, 5.77b y 5.77c, y tratada térmicamente en la 5.77d, 5.77e y 5.77f.

La deformación de la microestructura por debajo de la superficie, en dirección de deslizamiento, se presenta para la condición de material recibido en la micrografía 5.77a y para la tratada térmicamente en la 5.77c. Evidencia de una alta deformación plástica en la microestructura, se puede observar en ambas muestras, la Figura 5.77b presenta la microestructura laminar γ/α_2 con una alta deformación. Así mismo, la condición tratada térmicamente presenta la deformación de la microestructura en las Figura 5.77d y 5.77e.

Comportamiento similar a lo observado en los ensayos a baja temperatura para esta aleación.

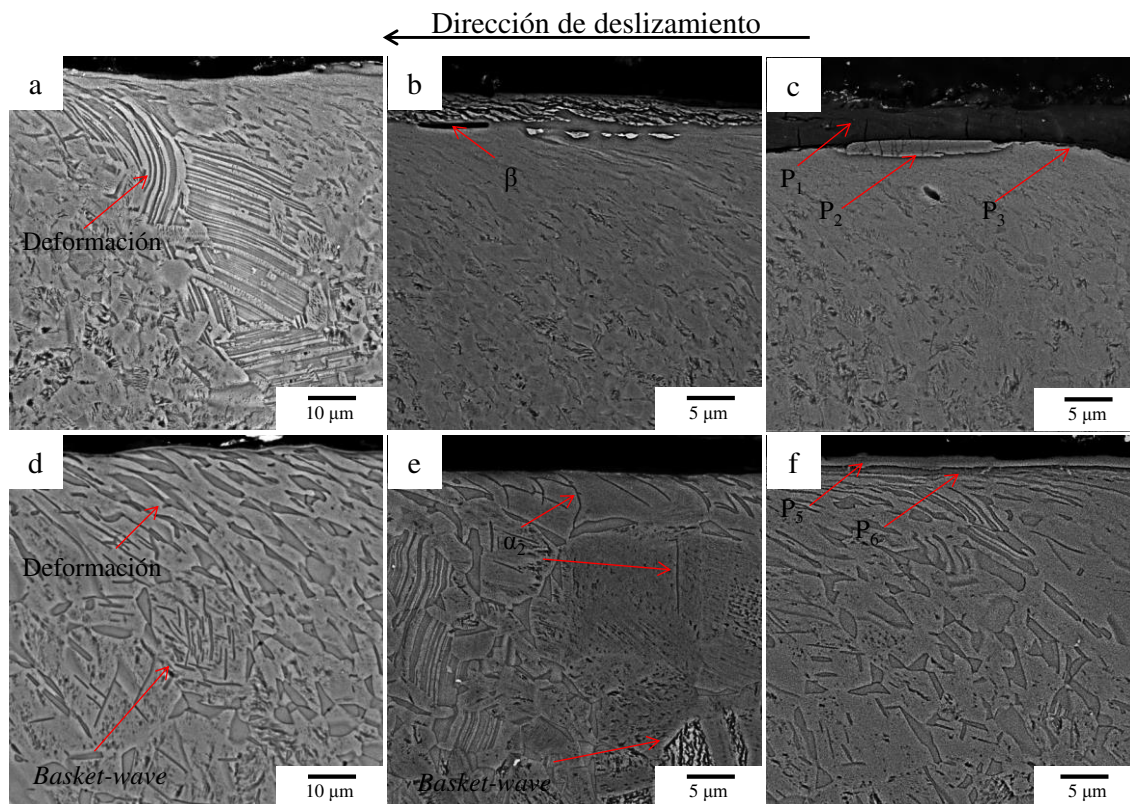


Figura 5.77 Micrografías por MEB–“BSE” de la sección transversal de la γ -TiAl desgastada a alta temperatura mostrando, deformación de la microestructura (a y d), fases cercanas a la superficie desgastada (b y e), capa tribológica sobre la superficie (c y f), en las condiciones de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.

Aún y cuando se presenta un menor desgaste a alta temperatura se puede observar una alta deformación plástica por debajo de la superficie. El comportamiento de la microestructura desgastada a alta temperatura puede estar relacionada a la deformación plástica por efectos del desgaste deslizante a alta temperatura planteado por Bulut–Coskun [19] y François [57], y las buenas propiedades mecánicas como

plasticidad y deformación a alta temperatura para aleaciones γ -TiAl, las cuales han sido reportadas por Imaev y *col* [12], y Takeyama y Kobayashi [9], respectivamente.

En las micrografías 5.77b y 5.77c que corresponden a la aleación en condición tratada térmicamente se puede observar la capa tribológica sobre la superficie desgastada, la cual está compuesta por al menos tres secciones, una capa exterior de óxidos ricos en aluminio, titanio y hierro (P_1), una capa compuesta por óxidos ricos en hierro y cromo (P_2) y óxidos de aluminio y titanio sobre la superficie (P_3), además de esto, se observó la presencia de la fase β -Ti en zonas cercas a la superficie desgastada (P_4). Los espectros de composición química de cada punto se presentan en Figura 5.78.

La capa tribológica analizada en la muestra en condición de material recibido, presenta una gran cantidad de fracturas, esto favorece el desprendimiento y posible generación de partículas abrasivas, provocando mayor remoción de material junto a fenómenos de arado. Sin embargo, la presencia de esta capa compuesta por óxidos de hierro (P_2) pudo haber favorecido el menor desgaste a alta temperatura presentado en esta condición térmica con respecto a los ensayos a baja temperatura, lo cual ya fue previamente discutido, y ha sido reportado por Quinn y *col* [30] y Kato y *col* [50].

Por otra parte, la presencia de la capa inferior de óxido de aluminio y titanio (P_3); la cual ya ha sido reportada por diversos autores como Cheng y *col* [33], Xu y *col* [32] y Gialanella y Straffelini [39] como una capa no adherente, frágil y no protectora; aunado a la presencia de la fase β -Ti (P_4) en zonas cercanas a la superficie; sugerida por Schwaighofer y *col* [7] como perjudicial para propiedades mecánicas a alta temperatura; son factores que pueden aumentar la posibilidad de desprendimiento de las capas tribológicas externas, generando un aumento en el desgaste, comportamiento al desgaste

a alta temperatura presentado por la condición de material recibido con respecto a la tratada térmicamente .

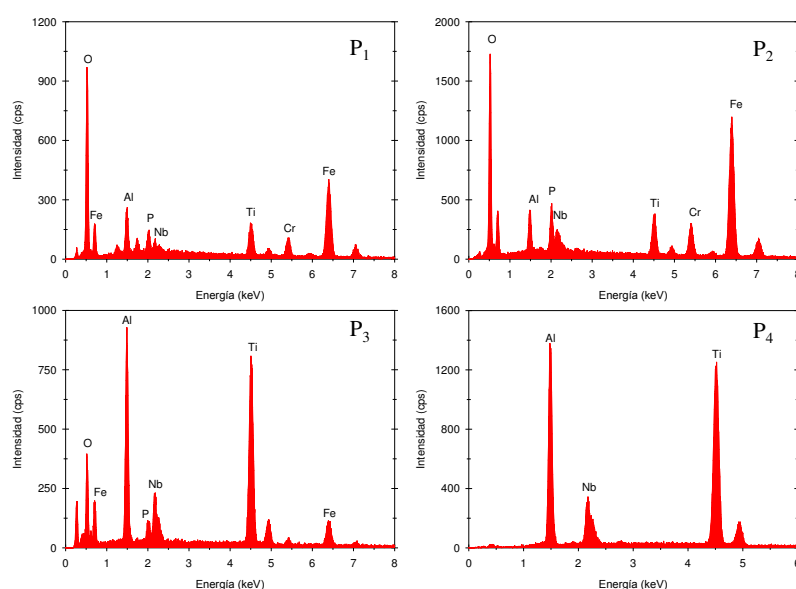


Figura 5.78 Análisis mediante MEB–“EDX” de las diferentes secciones de la capa tribológica de la micrografía 5.77c, capa de óxido aluminio, titanio, cromo y hierro (P₁), óxido de cromo y hierro (P₂), capa de óxido de aluminio y titanio sobre la superficie (P₃) y la fase β -Ti (P₄).

La aleación en condición de tratamiento térmico, como se puede observar en las micrografías 5.77d y 5.77f, presenta una capa tribológica más compacta sobre la superficie, la cual esta principalmente compuesta por óxidos ricos en cromo, hierro y la presencia de la aleación γ -TiAl (P₅), una zona por debajo de la capa tribológica con la química de la aleación γ -TiAl y un ligero contenido de oxígeno y hierro (P₆), así como, la nucleación de laminillas de la fase α_2 dentro de los granos γ -TiAl (P₇). Los espectros de composición química se presentan en la Figura 5.79.

En las micrografías 5.77d y 5.77e se puede observar la presencia de la fase conocida como estructura compleja, “*basket-wave*” o “*Widmanstätten*” [58,59], la cual consiste en la nucleación aleatoria de la fase α_2 en forma de laminillas dentro granos γ -TiAl provocado por la exposición a alta temperatura de aleaciones γ -TiAl cuando presentan una gran cantidad de granos equiaxiales γ -TiAl. Mediante las flechas, se señala la presencia de la fase α_2 en las micrografías 5.77e y 5.77f, las cuales se encuentran cerca de la superficie desgastada, siendo ésta, la zona que presenta el mayor incremento en la temperatura por efectos de la fricción y el calentamiento por flama directa de la aleación. La presencia de esta estructura, “*basket-wave*”, ha sido reportada por Sankaran y *col* [58] en aleaciones γ -TiAl tratadas térmicamente y por Mallory y Baeslack III [59] en la zona afectada por calor durante la soldadura de la Ti-48Al-2Cr-2Nb, ambas investigaciones mencionan el aumento de la dureza en esta microestructura con respecto a los granos equiaxiales γ -TiAl originales. Así mismo, Sankaran y *col* [58] mencionan como factores fundamentales, la ausencia de la fase β y granos γ de gran tamaño ($\sim 60 \mu\text{m}$), para facilitar la formación de ésta fase, características presentes en la condición tratada térmicamente desgastada alta temperatura.

Los factores que pudieron producir la mayor resistencia al desgaste a alta temperatura de la muestra tratada térmicamente fueron: (i) la aparición de la capa tribológica rica en óxidos de cromo y hierro, similar a lo presentado en la condición tratada térmicamente, de actuar como una barrera física entre las superficies metálicas durante el desgaste, (ii) no se encontró una capa compuesta de óxidos de aluminio y/o titanio entre la capa tribológica y el sustrato, factor que pudo promover la adherencia de la capa tribológica sobre el perno, (iii) la nucleación de la fase α_2 dentro de los granos equiaxiales γ -TiAl lo cual causa un aumento de la dureza y una barrera para el crecimiento y nucleación de grietas en la zona cercana a la superficie.

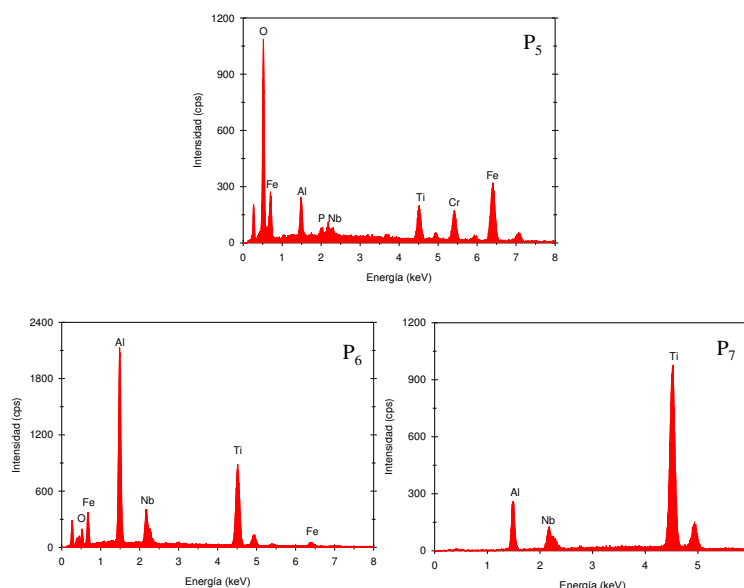


Figura 5.79 Análisis mediante MEB–“EDX” correspondiente a la Figura 5.77f, mostrando la capa tribológica (P₅), zona por debajo de la capa (P₆) y nucleación de laminillas fase α_2 en los granos γ -TiAl (P₇).

En las Figuras 5.80 y 5.81 se presenta el análisis de mapeo de rayos-X para ambas condiciones térmicas, material recibido y tratada térmicamente, respectivamente. Se puede observar en ambas muestras la presencia de oxígeno y hierro con ligera señal de aluminio y titanio, lo que sugiere una capa principalmente compuesta por óxido de hierro, capa tribológica propuesta anteriormente. Así mismo, se presenta un ligero incremento en la intensidad del elemento niobio en la zona cercana a la superficie, se ha propuesto por Fergus [60] y Kim y col [61], para la γ -TiAl expuesta a alta temperatura, disminuye la solubilidad del oxígeno en la aleación y por consiguiente disminuye la oxidación a alta temperatura, circunstancia por la cual se sugiere no se presenta evidencia de oxidación interna en la aleación.

En la Figura 5.82 se presenta el análisis realizado a la viruta de desgaste producto de los ensayos a alta temperatura para la γ -TiAl y en la 5.83 el análisis de composición química por espectroscopia de elementos.

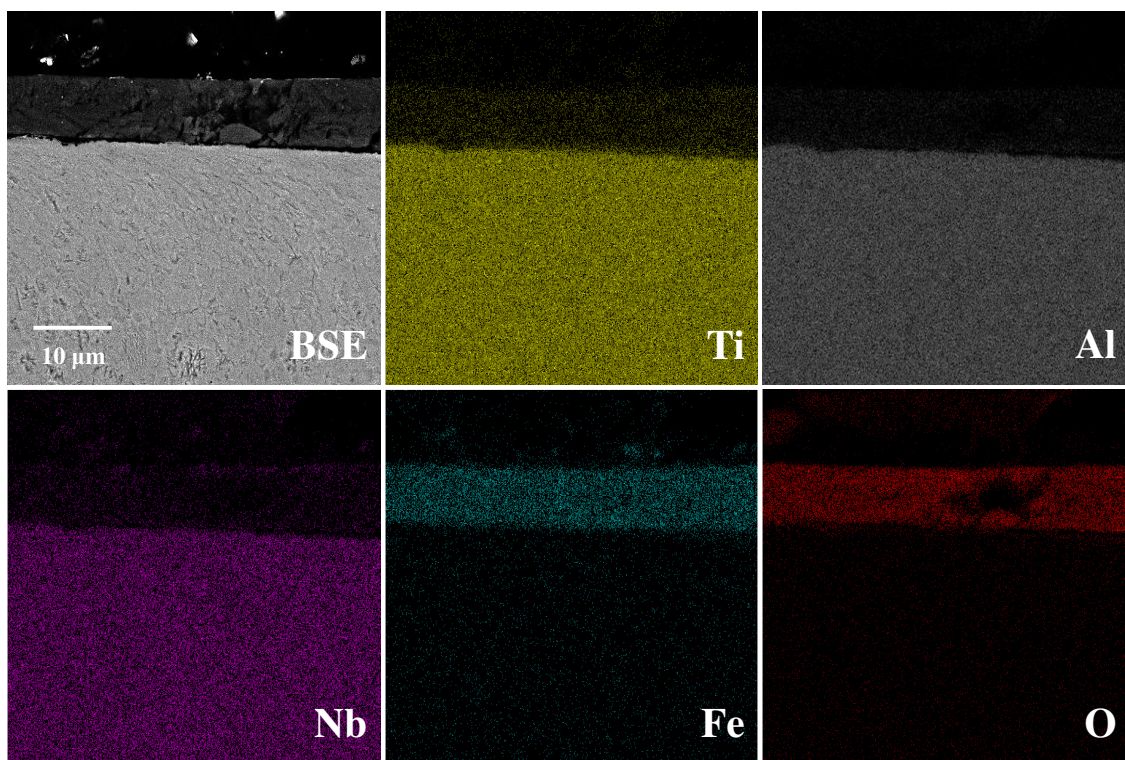


Figura 5.80 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” en sección transversal de la muestra γ -TiAl en la condición de material recibido desgastada a alta temperatura.

En la Figura 5.82 se muestra la morfología de la viruta recolectada de la γ -TiAl en la condición de material recibido en la micrografía 5.82a y tratada térmicamente 5.82b. Se puede observar en ambas micrografías, 5.82a y 5.82b, la presencia de viruta con morfología laminar la cual está relacionada al desgaste por adhesión y delaminación, así mismo, se observan partículas irregulares y partículas ricas en oxígeno relacionadas al desgaste por abrasión y oxidación, respectivamente. Estos mecanismos han sido previamente reportados por Xu y col [32], Cheng y col [33] y Kazuhisa y col [51] en aleaciones γ -TiAl.

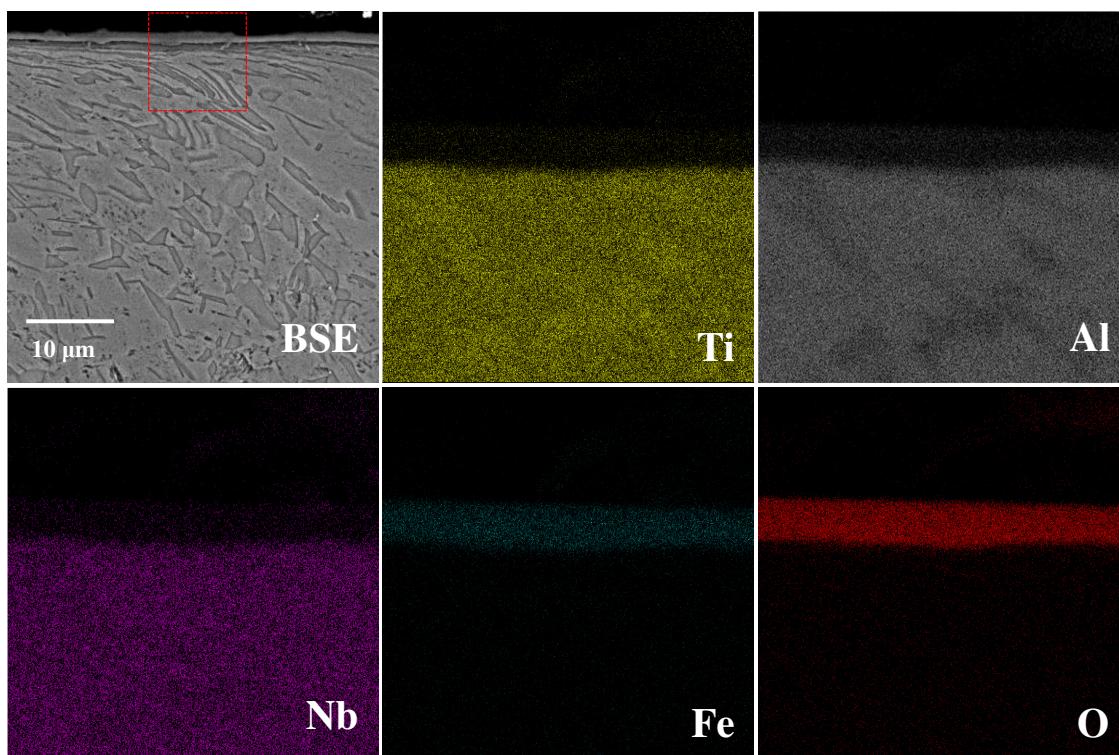


Figura 5.81 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” en sección transversal de la muestra γ -TiAl en la condición tratada térmicamente desgastada a alta temperatura.

La Figura 5.83 muestra el análisis químico de las partículas señaladas en la Figura 5.82, donde los puntos P_1 y P_2 , corresponden a la micrografía 5.82a y los P_2 y P_4 a la 5.82b. Se puede observar que ambas virutas de desgaste presentan cierta cantidad de partículas metálicas, con composición similar a lo obtenido en los ensayos de desgaste a baja temperatura, Figura 5.70, y partículas dispersas de óxidos ricos en cromo y hierro indicadas como P_2 y P_4 , así como, la abundante presencia de óxidos compuestos por aluminio, titanio y hierro señalados como P_1 y P_3 .

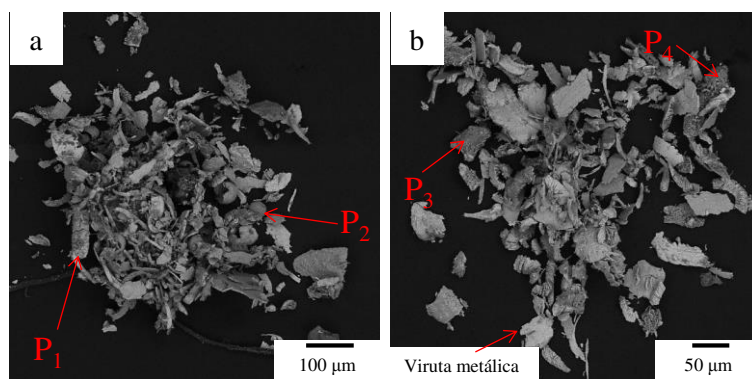


Figura 5.82 Micrografías en *BSE* de la viruta de desgaste producto de las pruebas a alta temperatura, a) material recibido y b) tratada térmicamente de la γ -TiAl.

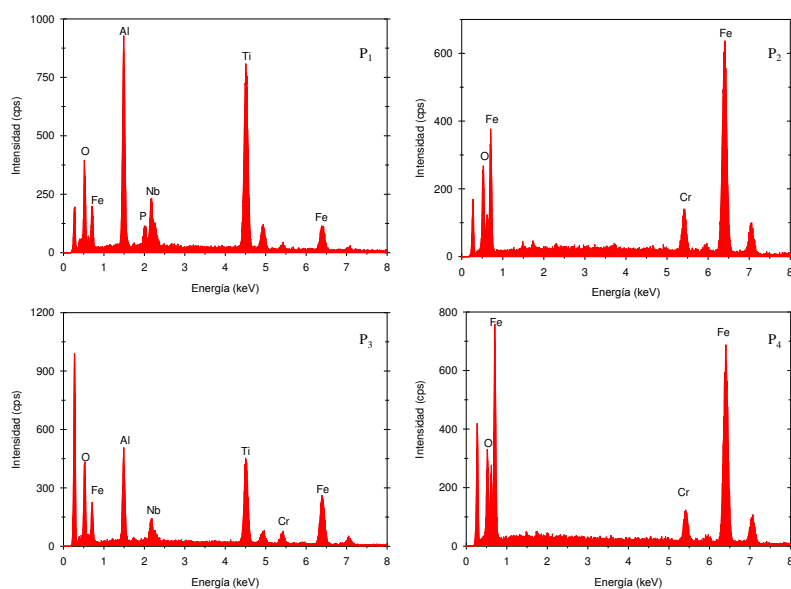


Figura 5.83 Análisis mediante MEB-“EDX” de partículas en la viruta de desgaste, partículas de la γ -TiAl oxidadas (P_1 y P_3) y óxidos de hierro (P_2 y P_4), de la condición de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.

La información analizada apunta a un mecanismo de desgaste por oxidación moderado con presencia de adhesión y abrasión, para la aleación γ -TiAl desgastada a alta temperatura, en ambas condiciones térmicas. Las mejores propiedades contra el desgaste a alta temperatura observadas en la aleación tratada térmicamente pueden ser

relacionadas con la nucleación de la fase α_2 laminar dentro de los granos γ , conocida como microestructura “*basket-wave*”, aumentando la dureza y la resistencia a nucleación y crecimiento de grietas.

5.5.3 Análisis por difracción de electrones retrodispersados “*EBSD*”

En la Figura 5.84 se presenta la imagen obtenida por la técnica de difracción de electrones retrodispersados “*EBSD*” de la condición de material recibido de la aleación Haynes 282©, en sección transversal previo a las pruebas de desgaste. Donde, se puede observar a) el mapa de orientación en dirección normal al plano y b) el histograma de desorientación de los límites de grano y maclas. Se presenta en el mapa polar inverso en la Figura 5.82a una orientación equiaxial o sin textura, esto, sugerido por la gran cantidad de planos presentes en la imagen, representados por colores en la figura polar inversa “*IPF*” (por sus siglas en inglés). Por otra parte el histograma de desorientación angular de los límites de grano en la Figura 5.82b presenta valores fraccionales considerable en los límites de grano de ángulo bajo “*LAGB*” (por sus siglas en inglés) $2^\circ \leq \theta < 5^\circ$, relacionado a acumulación de dislocaciones en límites de subgranos, y en los valores de límite de grano de ángulo elevado “*HAGB*” (por sus siglas en inglés) principalmente entre $57.7^\circ \leq \theta \leq 62.5^\circ$, los cuales corresponden principalmente a maclas de primer orden, y $\theta = 38.9^\circ$ a maclas de segundo orden, esto de acuerdo a lo reportado por Boehlert y Longanbach [1], Saleh y col [62] y Sankaran y col [58].

Al presentar estos datos la condición de material recibido, se puede inferir que proviene de un proceso termomecánico, por ejemplo trabajado en caliente, esto debido al valor fraccional que presenta en “*LAGB*”, relacionado a subgranos y acumulación de dislocaciones. Así como, “*HAGB*” por la presencia de maclas de primer orden principalmente [111] las cuales pueden observarse en tonos azules, y verdes para

segundo orden [101], como resultado del mecanismo de oposición al deslizamiento de planos por deformación, lo cual ha sido reportado por Yoon y *col* [63].

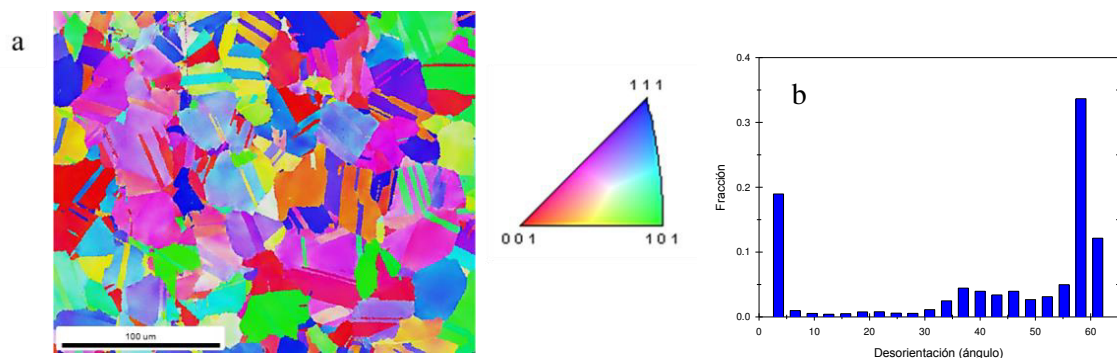


Figura 5.84 Mapa de “EBSD” mostrando a) la orientación cristalográfica normal al plano e b) histograma de la desorientación de límites de grano y maclas en la microestructura, de la aleación Haynes 282© en condición de material recibido.

En la Figura 5.85 se presenta el análisis obtenido por “EBSD” para la aleación Haynes 282©, en sección transversal, después del tratamiento térmico. Donde la micrografía de “IPF” se muestra en la Figura 5.85a y el histograma de desorientación de los límites de grano en la 5.85b. Se puede observar, en forma similar a lo obtenido para la condición de material recibido, una orientación equiaxial o sin textura, debido a que se presenta una mezcla de la mayor parte de los planos cristalográficos, mostrada en la Figura polar inversa, sin embargo presenta un aumento significativo en el tamaño de grano. Por otra parte, en el histograma de la Figura 5.85b, se presenta una disminución en la fracción de “LAGB” relacionada a la presencia de subgranos y un aumento la fracción de “HAGB” a maclas de primer ($57.7^{\circ} \leq \theta \leq 62.5^{\circ}$) y segundo orden ($\theta = 38.9^{\circ}$).

En el análisis obtenido para ésta condición térmica, mediante “EBSD”, se puede observar un aumento en el tamaño de grano, la disminución en la presencia de dislocaciones y un aumento en las maclas, esto ocasionado por el tratamiento térmico empleado, que consiste en un solubilizado, estabilización de carburos y envejecido. El

tratamiento térmico en la aleación promueve la recrystalización de la microestructura, disolución de carburos presentes y posterior precipitación de carburos secundarios y aumento del tamaño de grano. Características similares a las obtenidas por “*EBSD*”, para esta condición térmica, han sido reportadas por Osoba y col [2].

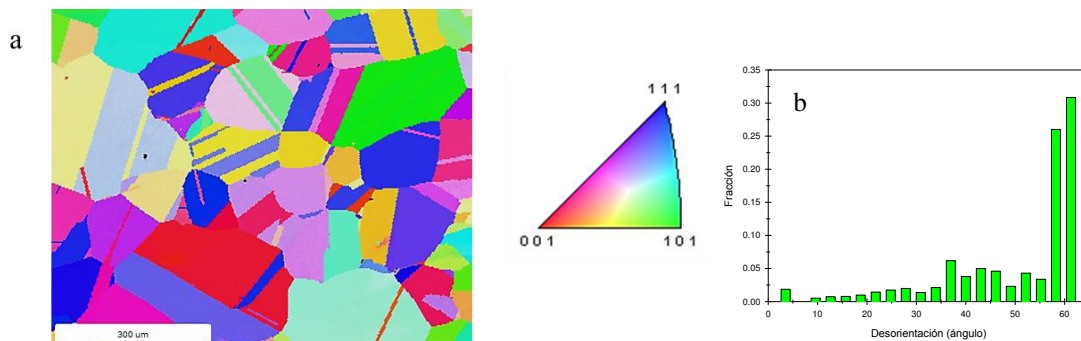


Figura 5.85 Mapa de “*EBSD*” mostrando a) la orientación cristalográfica normal al plano e b) histograma de la desorientación de límites de grano y maclas en la microestructura, de la aleación Haynes 282© tratada térmicamente.

El análisis por “*EBSD*” para los ensayos de desgaste de la Haynes 282© en condición de material recibido, se presenta en la Figura 5.86, donde, se puede observar las micrografías de mapa polar inverso para el desgaste a baja temperatura (a) y el correspondiente a alta temperatura (c), así como los histogramas de desorientación de los límites de grano producto del desgaste a baja (b) y alta temperatura (d). Las imágenes fueron adquiridas de zonas adyacentes a las micrografías 5.41a y 5.54a, de los ensayos de desgaste a baja y alta temperatura, respectivamente, donde la capa tribológica está por encima de la zona a analizada y es esquematizada en la parte superior.

Se puede observar en las micrografías de figura inversa de polos “*IPF*”, para ambas condiciones de desgaste a baja, 5.86a, y alta temperatura, 5.86c, zonas oscuras no indizadas cercanas a la capa tribológica, además, de un alta concentración en

desorientación de “*LAGB*” correspondientes a acumulación de dislocaciones y la disminución de los “*HAGB*” relacionado a las maclas presentes en la microestructura.

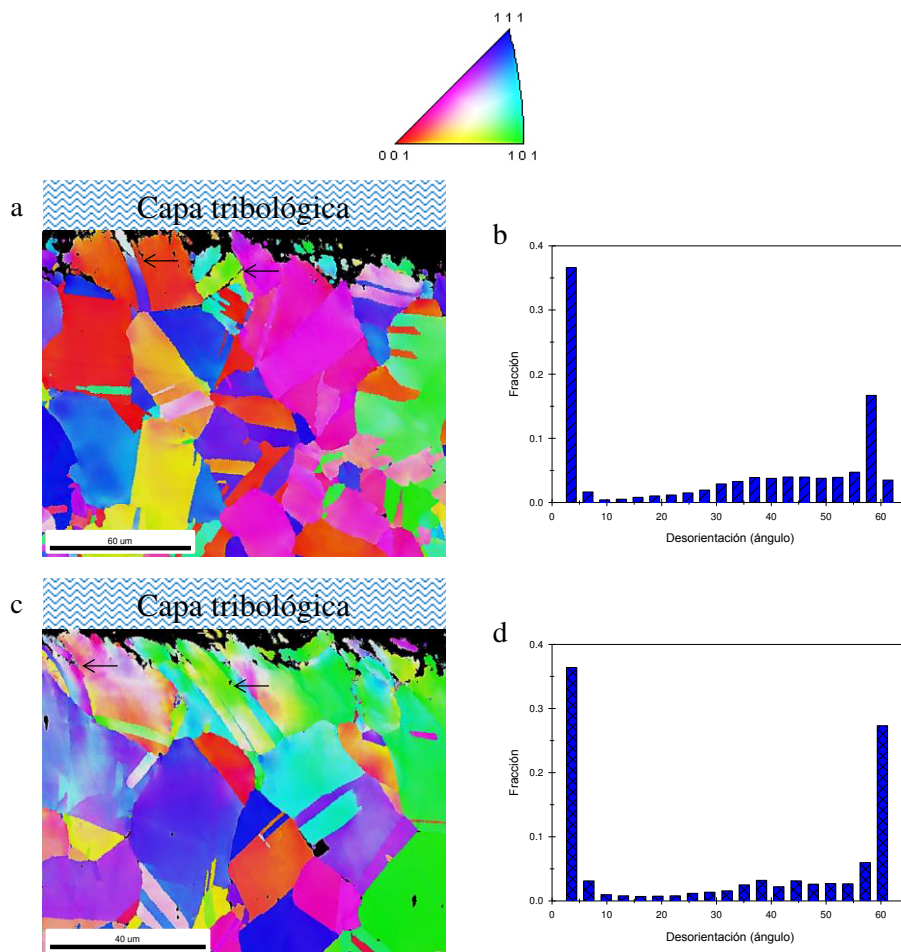


Figura 5.86 Mapa de “*EBSD*” mostrando la orientación cristalográfica normal al plano (a y c) e histograma de la desorientación de límites de grano y maclas en la microestructura (b y d), de la aleación Haynes 282© en condición de material recibido, desgastada a baja y alta temperatura, respectivamente.

El aumento en la fracción de límites de grano de bajo ángulo está relacionado, como ya fue discutido, a la acumulación de dislocaciones por deslizamiento de planos, el cual, es similar en ambas condiciones de desgaste, de igual manera ambas microestructuras presentan una alta deformación que puede ser apreciada por la

curvatura en las maclas, señalada por las flechas. La principal diferencia radica en los valores de ángulos correspondientes a las maclas de primer y segundo orden, donde se presentan en menor fracción para el desgaste a baja temperatura. La aparición de zonas no indizadas en mapas “*IPF*” está relacionada a zonas altamente deformadas, dificultando la identificación de la estructura cristalina y su orientación con respecto al plano normal a la superficie.

En análisis realizado a las probetas Haynes 282© con tratamiento térmico desgastadas a baja y alta temperatura es presentado en la Figura 5.87. La micrografía de mapa “*IPF*” para la condición térmica desgastada a baja temperatura se muestra en la Figura 5.87a, así como, el histograma de desorientación de límites de grano en la 5.87b. De igual manera, se presentan el “*IPF*” para los ensayos a alta temperatura en las Figuras 5.87c e histograma en la 5.87d.

Se puede observar en las micrografías de mapa “*IPF*” para ambas condiciones de desgaste, baja temperatura en la 5.87a y alta temperatura en la 5.87c, un área oscura entre la superficie desgastada (línea blanca) y los granos identificados, lo cual, semejante a la condición de material recibido, corresponde a zonas no indizadas, producto de la deformación plástica considerable en la estructura cristalina, deformación que puede ser observada en las maclas y granos señalados mediante las flechas (color negro). Por otra parte, se registró un aumento en los “*LAGB*” y disminución en los “*HAGB*”, por parte de ambos ensayos de desgaste. El aumento de los límites de grano con bajo ángulo está relacionado, como ya fue discutido, con la acumulación de dislocaciones por el deslizamiento de planos cristalinos. De igual manera, la disminución de límites de grano de ángulo elevado está asociada a la disminución de los ángulos de las maclas por efectos de la deformación plástica.

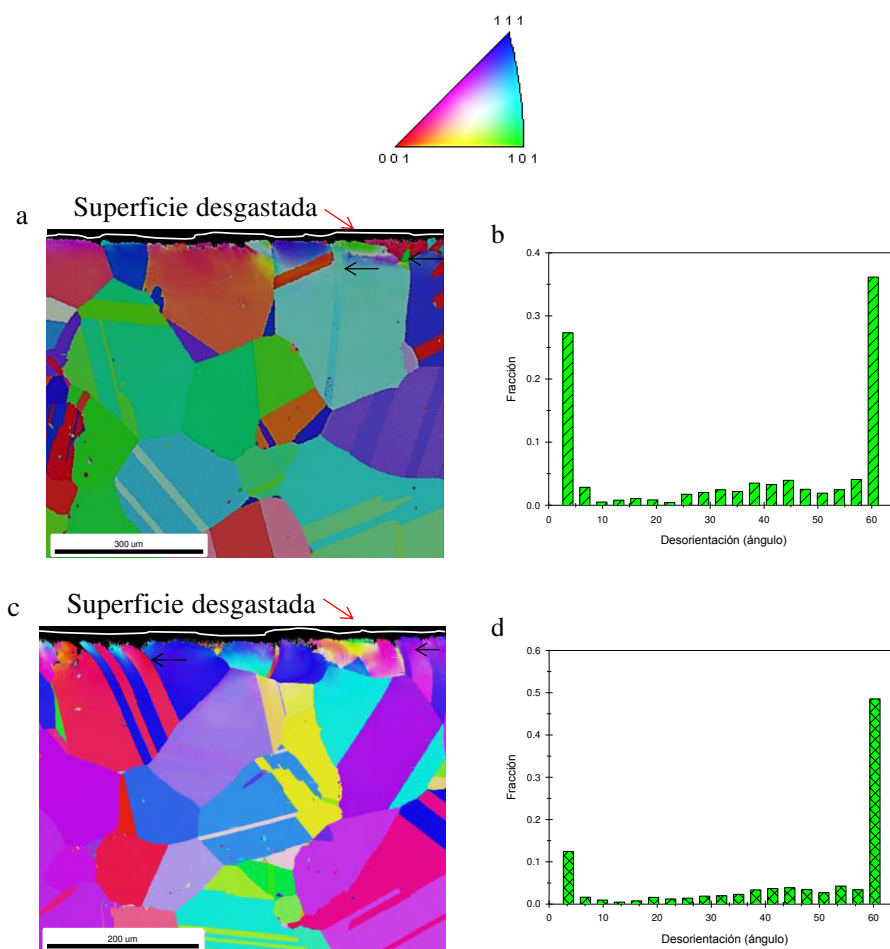


Figura 5.87 Mapa de “EBSD” mostrando la orientación cristalográfica normal al plano (a y c) e histograma de la desorientación de límites de grano y maclas en la microestructura (b y d), de la aleación Haynes 282© en condición tratada térmicamente, desgastada a baja y alta temperatura, respectivamente.

Así mismo, las zonas no indizadas, zonas color negro, se presentan en mayor cantidad en las condiciones de desgaste a baja temperatura, material recibido y tratado térmicamente, las cuales presentaron un mecanismo de desgaste metálico-plástico severo. La ausencia de maclas y zonas no indizadas cerca de la superficie desgastada, está relacionada con una alta deformación plástica de la microestructura, lo cual complica al programa TEAM EDAX® identificar la orientación del grano y por consiguiente lo registra como zona desconocida o no indizada. Zonas con alto grado de deformación plástica cerca de la superficie desgastada de una aleación avanzada base

níquel ha sido reportada por Xin y *col* [64] como zonas no indizadas, mientras, altas fracción de “*LAGB*” y disminución de la cantidad de maclas relacionado a “*HAGB*” han sido reportadas Saleh y *col* [62] como deslizamiento de planos en la microestructura. Por lo cual, puede sugerirse que la aleación Haynes 282© presentó una mayor deformación plástica cuando fue desgastada a baja temperatura, esto se puede observar en las gráficas de deformación presentadas en las Figuras 5.13 y 5.20, desgaste a baja y alta temperatura, respectivamente.

No fue posible realizar el análisis por “*EBSD*” a la aleación avanzada γ -TiAl debido a la falta de la información de la aleación en la base de datos del programa.

Referencias

1. C.J. Boehlert y S.C. Longanbach, "A comparison of the microstructure and creep behavior of cold rolled Haynes 230 alloy and Haynes 282 alloy", Mater. Sci. Eng., A528, 2011, pp 4888-4898.
2. L.O. Osoba, R.G. Ding y O.A. Ojo, "Microstructural analysis of laser fusion zone in Haynes 282 superalloy", Mater.Charact., Vol. 65, 2012, pp 93-99.
3. J.J. Kruzic, J.P. Campbell y R.O. Ritchie, "On the Fatigue Behavior of Gamma-Based Titanium aluminides: Role of Small Cracks", Acta mater, Vol. 47, 1999, pp 801-816.
4. J.P. Campbell, K.T. Venkateswara Rao y R.O. Ritchie, "The effect of microstructure on fracture toughness and fatigue crack growth behavior in gamma-titanium aluminide based intermetallic", Metall. Mater. Trans. A, Vol. 30A, 1999, pp 563-577.
5. L.M. Pike, "Development of a fabricable gamma-prime strengthened superalloy", The Mineral, Metals and Materials Society, Superalloys, 2008, pp 191-200.
6. "HAYNES 282 Alloy", High-Temperatures alloy, Haynes International.
7. E. Schwaighofer, H. Clemens, S. Mayer, J. Lindemann, J. Klose, W. Smarsly y V. Güth, "Microstructural desing and mechanical properties of a cast and heat treated

- intermetallic multi-phase gamma-TiAl based alloy", *Intermetallics*, Vol. 44, 2014, pp 128-140.
8. C. Leyens y M. Peters, "Titanium and titanium alloys, Fundaments and Applications", Wiley-VCH Verlag GmbH, 2003.
 9. M. Takeyama y S. Kobayashi, "Physical metallurgy for wrought gamma titanium aluminides, Microstructure control through phase transformations", *Intermetallics*, Vol. 13, 2005, pp 993-999.
 10. G. Sreenivasulu, A.K. Singh, n.K. Mukhopadadhyay y G.V.S. Sastry, "Effect of Alloying and Aging on Morphological Ghanges from Lamellar to Equiaxed Microstructure of $\alpha_2 + \gamma$ Titanium Aluminides", *Metall. Mater. Trans. A*, 2004, Vol. 36A, pp 2601-2613.
 11. F. Kong, Y. Chen y F. Yang, "Effect of the heat treatment on microstructures and tensile properties of as-forged Ti-45Al-5Nb-0.3Y alloy", *Intermetallics*, Vol. 19, 2011, pp 212-216.
 12. V.M. Imaev, R.M. Imaev, T.I. Oleneva y T.G. Khismatullin, "Microstructure and Mechanical Properties of the Intermetallic Alloy Ti-45Al-6(Nb, Mo)-0.2B", *The Physics of Metals and Metallography*, Vol. 106, 2008, pp 641-648.
 13. H.Z. Niu, Y.Y. Chen, Y.S. Zhang, J.W. Lu, W. Zhang y P.X. Zhang, "Producing fully-lamellar microstructure for wrought beta-gamma TiAl alloy without single alpha-phase field", *Intermetallics*, 2015, Vol. 59, pp 87-94.
 14. M.T. Jovanovic, B. Dimcic, I. Bobic, S. Zec y V. Maksimovic, "Microstructure and mechanical properties of precision cast TiAl turbocharger wheel", *J. Mater. Process. Technol.*, Vol. 167, 2005, pp. 14-21.
 15. K. Kothari, R. Radhakrishnan, N.M. Wereley y T.S. Sudarshan, "Microstructure and mechanical properties of gamma titanium aluminides", *Powder Metallurgy*, Vol. 50, 2007, pp 21-27.
 16. P.L. Menezes, S.P. Ingole, M. Nosonovsky, S.V. Kailas y M.R. Lovell, "Tribology for Scientists and Engineers", 1st ed, Springer, 2013.
 17. K.C. Tekin y U. Malayoglu, "Assesing the tribocorrosion perfomance of three different nickel-based superalloys", *Tribol Lett*, Vol. 37, 2010, pp 563-572.
 18. J. Lu, Q. Xue, J. Wang y J. Ouyang, "The effect of CeF₃ on the mechanical and tribological proprieties of Ni-based alloy", *Tribology International*, Vol. 30, 1997, pp 659-662.

19. M. Bulut-Coskun, S. Aksoy y M.F. Aksit, "Friction and wear characteristics of Haynes 25, 118 and 214 superalloys against Hastelloy X up to 540°C", *Tribol Lett*, Vol. 45, 2012, pp 497-503.
20. J.F. Archard y W. Hirst, "The wear of metals under unlubricated conditions", *Proc. R. Soc. Ser. A*, Vol. 236, pp 397-410..
21. N.P. Suh, "The delamination theory of wear", *Wear*, 1973, Vol. 25, pp 111-124.
22. I.M. Hutchings, "Tribology, Friction and Wear of Engineering Materials", 1st ed, Edward Arnold, 1992.
23. S. Sharma, S. Sangal y K. Mondal, "Influence of Subsurface Structure on the Linear Reciprocating Sliding Wear Behavior os Steels with Different Microstructures", *Metall. Mater. Trans. A*, 2014, Vol. 45A, pp 6088-6102.
24. H.A Abdel-Aal, "On the influence of thermal properties on wear resistance of rubbing metals at elevated temperatures", *ASME J. Tribol.*, 2000, Vol. 3, pp 657-660.
25. K. Mills, Y. Su, Z. Li, R.F. Brooks, "Equations for the Calculation of the Thermo-physical Properties of Stainless Steel", *ISIJ Intl*, 2004, Vol. 44, pp 1661-1668..
26. P.J. Blau, "Elevated-Temperature tribology of metallic materials", *Tribol. Int.*, 2010, Vol. 43, pp 1203-1208.
27. D. Kesavan, V. Done, M.R. Sridhar, R. Billig y D. Nelias, "High temperature fretting wear prediction of exhaust valve material", *Tribology International*, Vol. 100, 2016, pp 280-286.
28. H. Kashani, A. Amadeh y H.M. Ghasemi, "Room and high temperature wear behaviors of nickel and cobalt base weld overlay coating on forging dies", *Wear*, 2007, Vol. 262, pp 800-806.
29. A. Pauschitz, M. Roy y F. Franek, "Mechanisms of sliding wear of metals and alloys at elevated temperatures", *Tribol. Intl.*, 2008, Vol. 41, pp 584-602.
30. T.B.J. Quinn, J.L. Sullivan y D.M. Rowson, "Origins and development of oxidational wear at low ambient temperatures", *Wear*, 1984, Vol 94, pp 175-191.
31. A.R. Rastkar y T. Bell, "Characterization and tribological performance of oxide layers on a gamma based titanium aluminides", *Wear*, Vol. 258, 2005, pp 1616-1624.
32. Z. Xu, X. Shi, Q. Zhang, W. Zhai, J. Yao, L. Chen, Q. Zhu y Y. Xiao, "High-

- Temperature Tribological Performance of Ti₃SiC₂/TiAl Self-Lubricating Composite Against SiO₂ in Air", *J. Mater. Eng. Perform.*, 2014, Vol. 23, pp 2255-2264.
33. J. Cheng, F. Li, L. Fu, Z. Qiao, J. Yang y W. Liu, "Dry-sliding tribological properties of TiAl/Ti₂AlC composites", *Tribol Lett*, Vol.53, 2014, pp 457-467.
 34. G. Straffelini y A. Molinari, "Mild sliding wear of Fe-0.2%, Ti-6%Al-4%V, and Al-7072, a comparative study", *Tribol Lett*, Vol. 41, 2011, pp 227-238.
 35. E.A. Loria, "Gamma titanium aluminides as prospective structural materials", *Intermetallics*, Vol. 8, 2000, pp 1339-1345.
 36. X.F. Ding, J. Lin, L. Zhang y G. Chen, "Effects of heat treatment on microstructure of directionally solidified Ti-45Al-8Nb-(W, B, Y) alloy", *Trans. Nonferrous Met. soc. China*, Vol. 21, 2011, pp 26-31.
 37. A.R. Rastkar, B. Shokri y T. Bell, "Structural and mechanical behavior of the effect of oxygen boost diffusion on a gamma titanium aluminide of Ti-45Al-2Nb-2Mn-1B", *Surf. Coat. Technol.*, Vol. 202, 2008, pp 6038-6048.
 38. A.R. Rastkar, A. Bloyce y T. Bell, "Sliding wear behaviour of two gamma-based titanium aluminides", *Wear*, Vol. 240, 200, pp 19-26.
 39. S. Gialanella y G. Straffelini, "Interplay between oxidation and wear behavior of the Ti-48Al-2Cr-2Nb-1B alloy", *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 30A, 1999, pp 2019-2026.
 40. S.A. Bentley, N.P. Goh y D.K. Aspinwall, "Reciprocating surface grinding of a gamma titanium aluminide intermetallic alloy", *J. Mater. Process. Technol.*, 2011, Vol. 118, pp 22-28.
 41. A.R.C. Sharman, D.K. Aspinwall, R.C. Dewes y P. Bowen, "Workpiece surface integrity considerations when finishing turning gamma titanium aluminides", *Wear*, 2001, Vol. 249, pp 473-481.
 42. D. Sun, T. Sun, Q. Wang, X. Han y L. Guo, "Friction and wear properties of TiAl and Ti₂AlN/TiAl composites at high temperature", *Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci Ed.*, Vol. 28, 2013, pp 1023-1028.
 43. B. Bhushan, "Principles and Applications of Tribology", 2nd ed, John Wiley & Sons, 2013.
 44. N. Makuch, M. Kulka y A. Piasecki, "The effect of chemical composition of Nimonic 80A-alloy on the microstructure and properties of gas-borided layer", *Surf. Coat. Technol.*, Vol. 276, 2015, pp 440-455.

45. J. Caron y Lee Pike, "Weldability of Haynes 282 superalloy after long-term thermal exposure", MATEC Web of Conference 14, 2014.
46. J. Jiang, "A generic model for dry sliding wear of metals at elevated temperatures", Wear, 2004, Vol. 256, pp 973-985.
47. HOJA de producto, Gas Acetileno, Grupo Linde, Division Gases Industriales, 2016.
48. L. Xin, B.B. Yang, Z.H. Wang, J. Li Y.H. Lu y T. Shoji, "Microstructure evolution of subsurface on Inconel 690TT alloy subjected to fretting wear at elevated temperatures", Materials Design, 2016, Vol. 104, pp 152-161.
49. F.A. Pérez-González, N.F. Garza-Montes-de-Oca, y R. Colás, "High Temperature Oxidation of the Haynes 282 Nickel-Based Superalloy", Oxid Met, Vol. 82, 2014, pp 145-161.
50. H. Kato, T.S. Eyre y B. Ralph, "Wear mechanisms map of nitrided steel", Acta Metall. Mater., 1994, Vol. 42, pp 703-1713.
51. M. Kazuhisa, B.A. Lerch y S.L. Draper, "Fretting wear of Ti-48al-2Cr-2Nb", Tribology International, vol. 36, 2003, pp 145-153.
52. A. Ebach-Stahl, C. Eilers, N. Laska y R. Braun, "Cyclic behaviour of the titanium alloys Ti-6242 and Ti-17 with Ti-Al-Cr-Y coatings at 600 and 700°C in air", Surf. Coat. Technol., Vol. 223, 2013, pp 24-31.
53. R. Sahoo, B.B. Jha y T.K. Sahoo, "Dry sliding wear behavior of Ti-6Al-4V alloy consisting of bionodal microstructure", Trans Indian Inst Met, Vol. 67, 2014, pp 239-245.
54. R. Sahoo, B.B. Jha, T.K. Sahoo y D. Sahoo, "Effect of microstructural variation on dry sliding behavior of Ti-6Al-4V alloy", J. Mater. Eng. Perform., Vol. 23, pp 2092-2102.
55. J. Xia, H. Dong y T. Bell, "Surface properties of a gamma-based titanium aluminide at elevated temperatures", Intermetallics, Vol. 10, 2002, 723-729.
56. W.M. Rainforth y col, "High resolution onservations of friction-induced oxide an its interactions with the worn surface", Tribology International, vol 35, 2002, pp 731-748.
57. D. Francois y col, "Contact Mechanics; Friction and Wear", Mechanical Behaviour Of Materials, Chapter 9, Springer Science, 2013, pp 483-550.
58. A. Sankaran, E. Bouzy, J.J. Fundenberger y A. Hazotte, "Texture and microstructure

- evolution during tempering of gamma-massive phase in a TiAl-based alloy", *Intermetallics*, 2009, Vol. 17, pp 1007-1016.
59. L.C. Mallory y W.A. Baeslack III, "Evolution of the weld heat-affected zone microstructure in a Ti-48Al-2Cr-2Nb gamma titanium aluminide", *J. Mater. Sci. Lett.*, Vol. 13, 1994, pp 1061-1065.
 60. J.W. Fergus, "Review of the effect of alloy composition on the growth rates of scales during oxidation of gamma titanium aluminide alloys", *Mater. Sci. Eng., A*, Vol. 338, 2002, pp 108-125.
 61. D. Kim y col, "Oxidation behavior of gamma titanium aluminides with or without protective coatings", *Int. Mater. Rev.*, Vol. 59, 2014, pp 297-325.
 62. A.A. Saleh, A.A. Gazder y E. Pereloma, "EBSD observation of recrystallisation and tensile deformation in twinning induced plasticity steel", *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2013, Vol. 66, pp 621-629.
 63. J.G. Yoon, H.W. Jeong, Y.S. Yoo y H.U. Hong, "Influence of initial microstructure on creep deformation behaviors and fracture characteristics of Haynes 230 superalloy at 900°C", *Mater. Charact.*, Vol. 101, 2015, pp 49-57.
 64. L. Xin, B.B. Yang, Z.H. Wang, J. Li Y.H. Lu y T. Shoji, "Microstructural evolution of subsurface on Inconel 690TT alloy subjected to fretting wear at elevated temperatures", *Materials and Design*, Vol. 104, 2016, pp 152-161.

CAPÍTULO 6

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

6.1 Conclusiones

1. Las aleaciones avanzadas Haynes 282© y γ -TiAl presentan mejores propiedades contra el desgaste a alta temperatura, presentando mayor pérdida de material en términos de masa en condiciones deslizantes de baja temperatura.
2. En términos de coeficiente dimensional de desgaste ($\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$) la aleación avanzada γ -TiAl presentó las mejores propiedades contra el desgaste, debido a la capacidad de disipar el calor generado por el desgaste, propiedad física conocida como difusividad térmica la cual es mayor con respecto a la Haynes 282©.
3. La aleación Haynes 282© presentó un mecanismo de degradación controlado por el desgaste metálico-plástico severo, con la contribución de desgaste por

adhesión, delaminación y abrasión, limitando sus aplicaciones a baja temperatura en sistemas deslizantes.

4. Se presentó deformación plástica en ambas condiciones térmicas de la Haynes 282©, siendo mayor en la condición tratada térmicamente como consecuencia de un mayor tamaño de grano y menor dureza.
5. El mecanismo de degradación que controló el desgaste a alta temperatura de la Haynes 282© es un mecanismo complejo con contribuciones de desgaste por oxidación, adhesión, delaminación y abrasión.
6. La condición tratada térmicamente de la aleación Haynes 282© presentó un fenómeno de degradación, oxidación interna y zona libre de γ' , que puede acelerar la pérdida de material por una combinación de desgaste y oxidación.
7. La condición de material recibido en la Haynes 282© presentó un mejor comportamiento contra el desgaste a baja y alta temperatura, en términos de pérdida en masa. Un menor tamaño de grano y mayor dureza con respecto a la tratada térmicamente, son los principales factores que contribuyeron a la menor pérdida de material.
8. Desgaste por oxidación moderado es el mecanismo que controla la degradación de la aleación avanzada γ -TiAl desgastada a baja y alta temperatura, presentando señales de desgaste por delaminación, adhesión y abrasión.
9. En desgaste a baja temperatura la condición de material recibido de la γ -TiAl presentó un mejor desempeño contra el desgaste en términos de pérdida en masa. Originado por un menor tamaño de grano γ y menor cantidad de islas laminares γ/α_2 con respecto a la condición tratada térmicamente.

10. Se observó deformación plástica en la zona cercana a la huella de desgaste a baja de la γ -TiAl en ambas condiciones térmicas, siendo la condición tratada térmicamente la que presentó el mayor deslizamiento en la microestructura laminar.
11. La condición tratada térmicamente de la aleación avanzada γ -TiAl presentó mejor desempeño contra el desgaste a alta temperatura, ocasionado por la nucleación de la fase α_2 en los granos equiaxiales γ con morfología “*basket-wave*”.
12. La técnica de difracción de electrones retrodispersados “*EBSD*” es una herramienta útil en el análisis de deformación microestructural y recristalización provocadas por fenómenos de desgaste en condiciones de deslizamiento.

6.2 Recomendaciones

1. Estudiar el desgaste de las aleaciones avanzadas Haynes 282© y γ -TiAl, modificando factores como: forma de calentamiento (inducción, flama oxidante o reductora) y velocidad lineal, para observar el comportamiento tribológico de las posibles capas de óxido generadas.
2. Profundizar en el análisis por “*EBSD*” para comprender los mecanismos de deslizamiento de dislocaciones y maclas, deformación y recristalización de la microestructura durante el desgaste de las aleaciones avanzadas Haynes 282© y γ -TiAl.

3. Estudiar el desgaste de la Haynes 282© en presencia atmosferas compuestas por agua y/o vapor de agua para observar si se presentan el fenómeno de degradación por volatilización del cromo en el desgaste.
4. Realizar una oxidación controlada de las aleaciones avanzadas para generar un recubrimiento cerámico y observar el comportamiento al desgaste.
5. Añadir modificaciones al tribómetro multipropósito para lograr menores presiones de contacto.
6. Utilizar acero M2 en la fabricación de los rodillos de desgaste.

LISTA DE TABLAS

Tabla 2.1 Efectos de los elementos aleantes en la aleación avanzada Haynes 282 [18].	25
Tabla 2.2 Efectos de los elementos aleantes en las aleaciones avanzadas γ -TiAl [42–43].	35
Tabla 3.1 Diversos mecanismos de desgaste, definición y características.	46
Tabla 4.1 Composición química de la aleación avanzada base níquel Haynes 282©, expresada en % en peso [2].	78
Tabla 4.2 Composición química de la aleación avanzada base γ -TiAl [3].	78
Tabla 5.1 Resultado del análisis por espectroscopia de las diferentes fases encontradas en la γ -TiAl, mostrado en porcentaje atómico.	99
Tabla 5.2 Microdureza Vickers de las aleaciones Haynes 282© y γ -TiAl, en condiciones de material recibido y tratada térmicamente.	100

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 Tabla periódica mostrando elementos presentes en la aleaciones avanzadas [3].	6
Figura 2.2 Turbina Rolls–Royce Tren 800, mostrando las diferentes zonas del compresor y temperaturas(a), y las zonas donde se utilizan los diferentes materiales en la turbina [3].	8
Figura 2.3 Comparación de propiedades mecánicas de las aleaciones avanzadas base níquel y las γ -TiAl, tales como, esfuerzo de cedencia específico (a) y Modulo de Young específico (b) [4].	9
Figura 2.4 Fase γ -Ni (a) y fase γ' -Ni ₃ (Al, Ti) [3].	12
Figura 2.5 Micrografía de a) Nimonic 80 tratada térmicamente con una fase γ' esferoidal uniformemente dispersada en la matriz y b) U-700 tratada térmicamente con γ' con morfología de cubo [9].	13
Figura 2.6 Micrografías de morfologías de carburos en diferentes aleaciones avanzadas a) carburos MC en forma globular, b) carburo MC en forma de diamante, c) carburo M ₂₃ C ₆ en forma celular, d) carburo en límite de grano, e) carburo M ₆ C Widmanstätten y f) carburo M ₆ Cen forma de bloque [9].	16
Figura 2.7 Micrografía de fases “TPC” con morfología de aguja de a) fase σ y b) fase μ .	17
Figura 2.8 Grafica del diámetro promedio de partículas de la fase γ' con respecto a la dureza que presentan las aleaciones base níquel.	23
Figura 2.9 Micrografía de la microestructura de la Haynes 282, a) condición tratada térmicamente y b) precipitados esféricos de la fase γ' [18]	24

Figura 2.10 Diagrama binario Ti–Al [4].	29
Figura 2.11 Estructuras cristalinas de aleaciones Ti–Al a) fase α_2 -Ti ₃ Al y b) γ -TiAl [4].	30
Figura 2.12 Micrografías de las diferentes microestructuras presentes en la aleación base γ -TiAl, a) equiaxial, b) completamente laminar, c) dúplex y d) casi laminar [4].	33
Figura 2.13 Micrografía de la aleación Ti-45Al-8Nb [4]	39
Figura 3.1 Esquema de la posibilidad de desprendimiento de las zonas 1 y 2 durante el deslizamiento en las superficies de contacto [7].	51
Figura 3.2 Esquema de la adhesión de fragmentos de material debido al esfuerzo cortante en superficies de contacto.	52
Figura 3.3 Modelo ideal de desgaste por delaminación, desgaste dominado por deformación plástica [1].	53
Figura 3.4 Esquema de (a) abrasión a dos-cuerpos de una superficie dura o con partículas abrasivas sobre un material suave y (b) abrasión en tres-cuerpos entre dos superficies y partículas abrasivas [7].	55
Figura 3.5 Desgaste abrasivo debido a una aspereza cónica.	56
Figura 3.6 Esquema del mecanismo de desgaste por oxidación [1].	60
Figura 4.1 Configuraciones del tribómetro “multi-propósito”: a) “pin-on-roll”, b) “block-on-roll”, c) “roll-on-roll” y d) “ball-on-roll”.	75
Figura 4.2 Tribómetro “multi-propósito” (a) y configuración “pin-on-roll” (b).	76
Figura 4.3 Esquema del tribómetro, a) configuración “pin-on-roll” y b) calentamiento por flama oxiacetilénica.	77
Figura 4.4 Material utilizado en la investigación, a) Haynes 282©, b) γ -TiAl y c) geometría de las muestras para ensayo.	78

Figura 4.5 Forma de adquirir la temperatura durante las pruebas, a) esquema representativo y b) prueba a alta temperatura	85
Figura 4.6 Esquema de las zonas observadas por debajo de las superficies desgastadas.	89
Figura 5.1 Micrografías por MO de las aleaciones en condición de material recibido, la Haynes 282© atacada químicamente (a) y por oxidación (b), γ -TiAl atacada químicamente (c) y por oxidación (d).	92
Figura 5.2 Micrografías por MO de las aleaciones tratadas térmicamente, a) Haynes 282© y b) γ -TiAl.	93
Figura 5.3 Espectro de difracción de rayos-X de la aleación Haynes 282© en la condición de material recibido (MR) y tratada térmicamente (TT).	95
Figura 5.4 Espectro de difracción de rayos-X de la aleación γ -TiAl en las condiciones de material recibido (MR) y tratada térmicamente (TT).	95
Figura 5.5 Micrografías de la aleación Haynes 282©, en condición de material de recibido (a) y tratada térmicamente (b), mediante el MEB-“BSE”	96
Figura 5.6 Análisis mediante MEB-“EDX” de la Figura 5.5, mostrado a) la matriz austenítica γ , b) carburo de titanio (TiC), c) carburo de titanio-molibdeno (Ti, Mo)C y d) carburo de cromo (Cr_{23}C_6).	97
Figura 5.7 Micrografías de la aleación γ -TiAl en condición de material recibido (a, c) y tratada térmicamente (b, d), mediante el MEB-“BSE”.	98
Figura 5.8 Cinética de pérdida en masa de la Haynes 282© desgastada a baja temperatura, en la condición de material recibido (MR@TA) y tratada térmicamente (TT@TA).	102
Figura 5.9 Coeficiente dimensional de desgaste a baja temperatura para la Haynes 282©.	103

Figura 5.10 Coeficiente de fricción promedio a lo largo de la distancia recorrida para la Haynes 282© desgastada a baja temperatura.	104
Figura 5.11 Evolución superficial de la rugosidad obtenida de los ensayos de desgaste a baja temperatura de la Haynes 282©.	105
Figura 5.12 Perfil de microdurezas en función de la profundidad por debajo de la superficie desgastada a baja temperatura de la Haynes 282©.	106
Figura 5.13 Deformación equivalente en tensión en función de la profundidad por debajo de la superficie desgastada a baja temperatura de la Haynes 282©.	107
Figura 5.14 Temperatura instantánea en la superficie de contacto en función de la distancia recorrida para la Haynes 282© desgastada a baja temperatura.	108
Figura 5.15 Cinética de pérdida en masa de la Haynes 282© desgastada a alta temperatura, en la condición de material recibido (MR@AT) y tratada térmicamente (TT@TA).	110
Figura 5.16 Coeficiente dimensional de desgaste a alta temperatura para la Haynes 282©.	111
Figura 5.17 Coeficiente de fricción promedio a lo largo de la distancia recorrida para la Haynes 282© desgastada a alta temperatura.	112
Figura 5.18 Evolución superficial de la rugosidad obtenida de los ensayos de desgaste a alta temperatura de la Haynes 282©.	113
Figura 5.19 Perfil de microdurezas en función de la profundidad por debajo de la superficie desgastada a alta temperatura de la aleación Haynes 282©.	114
Figura 5.20 Deformación equivalente en tensión en función de la profundidad por debajo de la superficie de la aleación Haynes 282© a alta temperatura.	115

Figura 5.21 Temperatura instantánea en la superficie de contacto en función de la distancia recorrida para la Haynes 282© a alta temperatura.	116
Figura 5.22 Cinética de pérdida en masa de la γ -TiAl desgastada a baja temperatura, en la condición de material recibido (MR@TA) y tratada térmicamente (TT@TA).....	118
Figura 5.23 Coeficiente dimensional de desgaste a baja temperatura para la γ -TiAl.....	120
Figura 5.24 Coeficiente de fricción promedio a lo largo de la distancia recorrida para la γ -TiAl desgastada a baja temperatura.....	122
Figura 5.25 Evolución superficial de la rugosidad obtenida de los ensayos de desgaste a baja temperatura de la γ -TiAl.....	123
Figura 5.26 Perfil de microdurezas en función de la profundidad por debajo de la superficie desgastada a baja temperatura de la γ -TiAl.....	124
Figura 5.27 Deformación equivalente en tensión en función de la profundidad por debajo de la superficie desgastada a baja temperatura de la γ -TiAl.	125
Figura 5.28 Temperatura instantánea en la superficie de contacto en función de la distancia recorrida para la γ -TiAl desgastada a baja temperatura.....	126
Figura 5.29 Cinética de pérdida en masa de la γ -TiAl desgastada a alta temperatura, en la condición de material recibido (MR@AT) y tratada térmicamente (TT@AT).....	127
Figura 5.30 Coeficiente dimensional de desgaste a alta temperatura para la γ -TiAl.....	129
Figura 5.31 Coeficiente de fricción promedio a lo largo de la distancia recorrida para la γ -TiAl a alta temperatura.....	130

Figura 5.32 Evolución superficial de la rugosidad obtenida de los ensayos de desgaste a alta temperatura para la γ -TiAl.....	131
Figura 5.33 Perfil de microdurezas en función de la profundidad por debajo de la desgastada a alta temperatura de la γ -TiAl.	133
Figura 5.34 Deformación equivalente en tensión en función de la profundidad por debajo de la superficie desgastada a alta temperatura de la γ -TiAl.	134
Figura 5.35 Temperatura instantánea en la superficie de contacto en función de la distancia recorrida para la γ -TiAl a alta temperatura.	134
Figura 5.36 Micrografías por MEB-“SE” de la superficie desgastada a baja temperatura de la Haynes 282© en las condiciones térmicas de material recibido (a) y tratada térmicamente (b).	136
Figura 5.37 Micrografías por MEB-“SE” de la Haynes 282© desgastada a baja temperatura mostrando marcas de arado en la superficie (a, d), adhesiones de material (b, e) y fracturas y deformación de las adhesiones (c, f), para la condición de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.	138
Figura 5.38 Análisis mediante MEB-“EDX” de la Figura 5.38, superficie desgastada (P ₁ y P ₃) y parches metálicos (P ₂ y P ₄), condición de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.	139
Figura 5.39 Mapeo de elementos químicos mediante MEB-“EDX” en las muestras desgastadas a baja temperatura de la Haynes 282© en condición de material recibido (a) y tratada térmicamente (b).	140
Figura 5.40 Análisis mediante MEB-“EDX” de los puntos ricos en hierro y oxígeno de la Figura 5.39, en las condiciones de material recibido (a) y tratada térmicamente (b).....	140
Figura 5.41 Micrografías por MEB-“BSE” de la sección transversal de la Haynes 282© desgastada a baja temperatura mostrando, deformación	

de la microestructura (a y d), fracturas (b y e) y presencia de partículas en la capa tribológica (c y f) en las condiciones de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente	141
Figura 5.42 Análisis mediante MEB–“EDX” de las partículas presentes en las micrografías 5.42c y 5.42f, a) carburo de molibdeno–titanio, (Ti, Mo)C, y carburo de cromo–molibdeno, (Cr, Mo) ₂₃ C ₆	143
Figura 5.43 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” en las muestras desgastadas a baja temperatura de la sección transversal de la Haynes 282© en condición de material recibido (a) y tratada térmicamente (b).	144
Figura 5.44 Micrografías por MEB–“BSE” de la viruta de desgaste con morfología laminar producto de las pruebas a baja temperatura, a) material recibido y b) tratada térmicamente de la Haynes 282©.	145
Figura 5.45 Análisis mediante MEB–“EDX” de la Figura 5.44, viruta de desgaste de la condición de material recibido (P ₁ y P ₃) y tratada térmicamente (P ₂ y P ₄) de la Haynes 282© desgastada a baja temperatura.	146
Figura 5.46 Espectro de difracción de rayos–X de la aleación Haynes 282© en la condición de material recibido antes del ensayo de desgaste (MR), y virutas de desgaste de la condición de materia recibido (MR@TA) y tratada térmicamente (TT@TA), a baja temperatura.	147
Figura 5.47 Micrografías por MEB–“SE” de la superficie desgastada a alta temperatura de la Haynes 282© en las condiciones térmicas de material recibido (a) y tratada térmicamente (b).	148
Figura 5.48 Micrografías superficie de la Haynes 282© desgastada a alta temperatura, mostrando marcas de arado y deformación plástica (a y d) mediante el MEB–“SE”, adhesiones de óxido en la superficie (b y e) y adhesiones metálicas (c y f) mediante el MEB–“BSE”, para las	

condiciones de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.	149
Figura 5.49 Análisis mediante MEB–“EDX” de la Figura 5.48, superficie desgastada (P ₁ y P ₃) y parches de óxido (P ₂ y P ₄), condición de material recibido y tratada térmicamente.	151
Figura 5.50 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” en la muestra desgastadas a alta temperatura de la Haynes 282© en condición de material recibido.	152
Figura 5.51 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” en la muestra desgastadas a alta temperatura de la Haynes 282© en condición tratada térmicamente.....	152
Figura 5.52 Micrografía por MEB–“BSE” de la Haynes 282© en la condición tratada térmicamente y desgastada a alta temperatura, presentando el análisis mediante MEB–“EDX” de las islas de óxidos y nitruros.	154
Figura 5.53 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” de la Haynes 282© en condición tratada térmicamente de la zona presentada en la Figura 5.53, observe la importante presencia de óxidos ricos en aluminio.	154
Figura 5.54 Micrografías por MEB–“BSE” de la sección transversal de la Haynes 282© desgastada a alta temperatura mostrando la deformación de la microestructura (a y d), fractura de carburos (b y e) y la capa tribológica producto de una mezcla de metal y óxido (c y f), en las condiciones de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.	156
Figura 5.55 Micrografía por MEB–“BSE” de la Haynes 282© en la condición de material recibido y desgastada a alta temperatura,	

presentando el análisis mediante MEB–“EDX” de la capa tribológica compuesta de capas metálicas y óxidos.	157
Figura 5.56 Micrografía por MEB–“BSE” de la Haynes 282© en la condición tratada térmicamente y desgastada a alta temperatura, presentando el análisis mediante MEB–“EDX” de la capa tribológica compuesta de capas metálicas y óxidos.	158
Figura 5.57 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” en sección transversal presentes en la muestra desgastadas a alta temperatura de la Haynes 282© en condición material recibido.	158
Figura 5.58 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” de la sección transversal presentes en la muestra desgastadas a alta temperatura de la Haynes 282© en condición tratada térmicamente.	159
Figura 5.59 Micrografías por MEB–“BSE” de la viruta de desgaste producto de las pruebas a alta temperatura, a) material recibido y b) tratada térmicamente de la Haynes 282©.	160
Figura 5.60 Análisis mediante MEB–“EDX” de la Figura 5.54, viruta desgaste de la condición de material recibido (P ₁ , P ₂ y P ₃) y tratada térmicamente (P ₄ , P ₅ y P ₆) de la Haynes 282© desgastada a alta temperatura.	161
Figura 5.61 Espectro de difracción de rayos–X de la aleación Haynes 282© en la condición de material recibido antes del ensayo de desgaste (MR), y virutas de desgaste de la condición de materia recibido (MR@AT) y tratada térmicamente (TT@AT), a alta temperatura.	162
Figura 5.62 Micrografías por MEB–“SE” de la superficie desgastada a baja temperatura de la γ -TiAl en las condiciones de térmicas de material recibido (a) y tratada térmicamente (b).	164
Figura 5.63 Micrografías de la γ -TiAl desgastada a baja temperatura mostrando a) marcas de arado y parches de material sobre la	

superficie (a, d) por MEB–“SE”, fracturas y desprendimiento de material (b, e) por MEB–“BSE” y deformación plástica en el borde de la huella de desgaste (c, f) por MEB–“SE”, para la condición de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.	165
Figura 5.64 Análisis mediante MEB–“EDX” de la Figura 5.64, superficie desgastada (P ₁ y P ₂) y óxidos adheridos (P ₂ y P ₃) sobre la superficie, condición de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.	166
Figura 5.65 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” en las superficies desgastadas a baja temperatura de la γ -TiAl en las condiciones de materia recibido (a) y tratada térmicamente (b).	167
Figura 5.66 Micrografías por MEB–“BSE” de la sección transversal de la γ -TiAl desgastada a baja temperatura mostrando, deformación de la microestructura (a y d), capa tribológica (b y e) y partículas abrasivas en la capa tribológica (c y f) en las condiciones de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.	169
Figura 5.67 Análisis mediante MEB–“EDX” de las zonas marcadas en las micrografías 5.66c y 5.66f, capa tribológica (P ₁ y P ₄), partículas de γ/α_2 (P ₂ y P ₅) y óxido de aluminio y titanio (P ₃ y P ₆), condiciones de material recibido (P ₁ a P ₃) y tratada térmicamente (P ₄ a P ₆).	170
Figura 5.68 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” en la capa tribológica en sección transversal de la γ -TiAl desgastada a alta temperatura, en las condiciones de material recibido (a) y tratada térmicamente (b).	172
Figura 5.69 Micrografías de la viruta de desgaste producto de las pruebas a baja temperatura, a) material recibido y b) tratada térmicamente de la γ -TiAl, mediante el detector “BSE”	173

Figura 5.70 Análisis mediante MEB–“EDX” de la viruta de desgaste de la condición de material recibido de la γ -TiAl a baja temperatura.....	175
Figura 5.71 Análisis mediante MEB–“EDX” de la viruta de desgaste de la condición tratada térmicamente de la γ -TiAl a baja temperatura.	175
Figura 5.72 Micrografías por MEB–“SE” de la superficie desgastada a alta temperatura de la γ -TiAl en las condiciones de térmicas de material recibido (a) y tratada térmicamente (b).	177
Figura 5.73 Micrografías de la γ -TiAl desgastada a alta temperatura, mostrando a) marcas de arado sobre la superficie (a, d) por MEB–“SE”, adhesiones de material (b, e) por MEB–“BSE” y deformación de la capa tribológica (c, g) por MEB–“SE”, para la condición de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.	178
Figura 5.74 Análisis mediante MEB–“EDX” de la Figura 5.74, parches de óxido ricos en hierro (P_1 y P_4), superficie de la γ -TiAl oxidada (P_2 y P_5) y marcas de arado (P_3 y P_6), condición de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.	180
Figura 5.75 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” sobre la superficie de las muestras desgastadas a alta temperatura de la γ -TiAl en la condición de material recibido.	181
Figura 5.76 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” sobre la superficie de las muestras desgastadas a alta temperatura de la γ -TiAl en la condición de material tratado térmicamente.....	182
Figura 5.77 Micrografías por MEB–“BSE” de la sección transversal de la γ -TiAl desgastada a alta temperatura mostrando, deformación de la microestructura (a y d), fases cercanas a la superficie desgastada (b y e), capa tribológica sobre la superficie (c y f), en las condiciones de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.	183

Figura 5.78 Análisis mediante MEB–“EDX” de las diferentes secciones de la capa tribológica de la micrografía 5.77c, capa de óxido aluminio, titanio, cromo y hierro (P_1), óxido de cromo y hierro (P_2), capa de óxido de aluminio y titanio sobre la superficie (P_3) y la fase β -Ti (P_4).....	185
Figura 5.79 Análisis mediante MEB–“EDX” correspondiente a la Figura 5.77f, mostrando la capa tribológica (P_5), zona por debajo de la capa (P_6) y nucleación de laminillas fase α_2 en los granos γ -TiAl (P_7).	187
Figura 5.80 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” en sección transversal de la muestra γ -TiAl en la condición de material recibido desgastada a alta temperatura.	188
Figura 5.81 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” en sección transversal de la muestra γ -TiAl en la condición tratada térmicamente desgastada a alta temperatura.	189
Figura 5.82 Micrografías en <i>BSE</i> de la viruta de desgaste producto de las pruebas a alta temperatura, a) material recibido y b) tratada térmicamente de la γ -TiAl.	190
Figura 5.83 Análisis mediante MEB–“EDX” de partículas en la viruta de desgaste, partículas de la γ -TiAl oxidadas (P_1 y P_3) y óxidos de hierro (P_2 y P_4), de la condición de material recibido y tratada térmicamente, respectivamente.	190
Figura 5.84 Mapa de “ <i>EBSD</i> ” mostrando a) la orientación cristalográfica normal al plano e b) histograma de la desorientación de límites de grano y maclas en la microestructura, de la aleación Haynes 282© en condición de material recibido.	192
Figura 5.85 Mapa de “ <i>EBSD</i> ” mostrando a) la orientación cristalográfica normal al plano e b) histograma de la desorientación de límites de	

grano y maclas en la microestructura, de la aleación Haynes 282©
tratada térmicamente.193

Figura 5.86 Mapa de “*EBSD*” mostrando la orientación cristalográfica normal al plano (a y c) e histograma de la desorientación de límites de grano y maclas en la microestructura (b y d), de la aleación Haynes 282© en condición de material recibido, desgastada a baja y alta temperatura, respectivamente.194

Figura 5.87 Mapa de “*EBSD*” mostrando la orientación cristalográfica normal al plano (a y c) e histograma de la desorientación de límites de grano y maclas en la microestructura (b y d), de la aleación Haynes 282© en condición tratada térmicamente, desgastada a baja y alta temperatura, respectivamente.196

ANEXO A

Tabla A.1 Función de los elementos aleantes en las aleaciones avanzadas.

Efectos	Base hierro	Base cobalto	Base níquel
Endurecimiento por solución sólida	Cr, Mo	Nb, Cr, Mo, Ni, W, Ta	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta, Re
Estabilizadores de la matriz “FCC”	C, W, Ni	Ni	---
Formadores de carburos			
MC	Ti	Ti	W, Ta, Ti, Mo, Nb, Hf
M ₇ C ₃	---	Cr	Cr
M ₂₃ C ₆	Cr	Cr	Cr, Mo, W
M ₆ C	Mo	Mo, W	Mo, W, Nb
Carbonitruros: M(C, N)	C, N	C, N	C, N
Promotores de precipitación de carburos	P	---	---
Formadores de γ' -Ni ₃ (Al, Ti)	Al, Ti, Ni	---	Al, Ti
Retardador de formación de la fase hexagonal η (Ni ₃ Ti)	Al, Zr	---	---
Elevador de la temperatura <i>solvus</i> γ'	---	---	Co
Endurecimiento por precipitación y/o intermetálicos	Al, Ti, Nb	Al, Mo, Ti(b), W, Ta	Al, Ti, Nb
Resistencia a la oxidación	Cr	Al, Cr	Al, Cr, Y, La, Ce
Mejora la resistencia a la corrosión en caliente	La, Y	La, Y, Th	La, Th
Resistencia a la sulfatación	Cr	Cr	Cr, Co, Si
Favorece la termofluencia	B	---	B, Ta
Incremento de resistencia a la fractura	B	B, Zr	B(c)
Refinadores de límite de grano	---	---	B, C, Zr, Hf
Mejora la maquinabilidad	---	Ti, Ni	---
Control del tamaño de grano de γ' -Ni ₃ (Al, Ti)	---	---	Re

Tabla A.2 Aleaciones avanzadas base níquel y composición química (% en peso).

Aleación	Ni	Cr	Co	Mo	Ti	Al	Fe	Mn	Si	C	B	Otros
Haynes 282	57	20	10	8.5	2.1	1.5	1.5*	0.3*	0.15*	0.06	0.005	--
Waspaloy	58	19	13.5	4.3	3	1.5	2*	0.1*	0.15*	0.08	0.006	Zr (0.05)
R-41	52	19	11	10	3.1	1.5	5*	0.1*	0.5*	0.09	0.006	--
263	52	20	20	6	2.4*	0.6*	0.7*	0.4	0.2	0.06	0.005	Al + Ti (2.6)
Allvac, 718 Plus	Bal	18	9	2.80	0.70	1.45	10.0	--	--	0.020	0.004	W (1.0), Nb (5.4), P (0.007)
718	Bal	18.1	--	2.90	1.0	0.45	18.0	--	--	0.025	0.044	Nb (5.4), P (0.007)

Bal – Balance en peso

* Máximo

ANEXO B

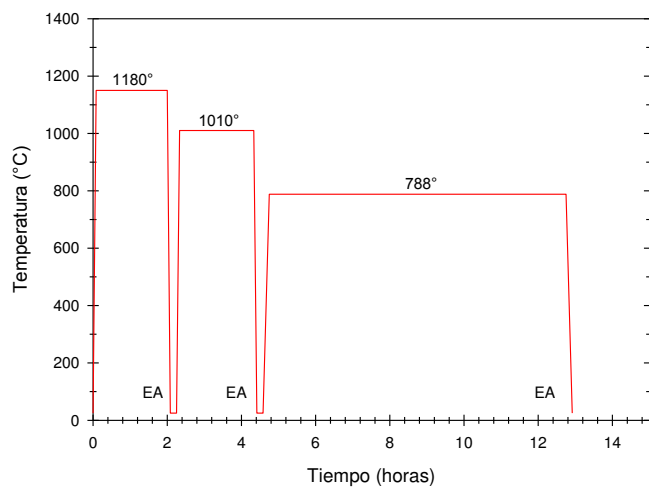


Figura B1 Esquema de la ruta de tratamiento térmico realizada para la aleación avanzada Haynes 282©.

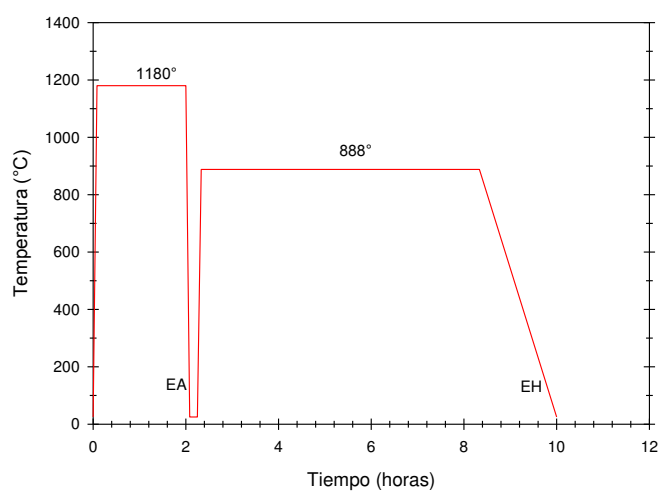


Figura B.2 Esquema de la ruta de tratamiento térmico realizada para la aleación avanzada γ -TiAl.

ANEXO C

Tabla C.1 Composición química del acero D2 (% en peso).

Fe	Cr	Mo	V	C	Mn	Si
Bal	11.80	0.80	0.80	1.55	0.40	0.30

Bal – Balance en peso

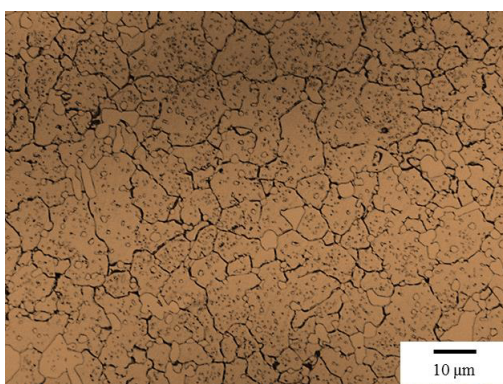


Figura C.1 Micrografía en MO del rodillo de acero D2 con tamaño de grano de 8 μm .

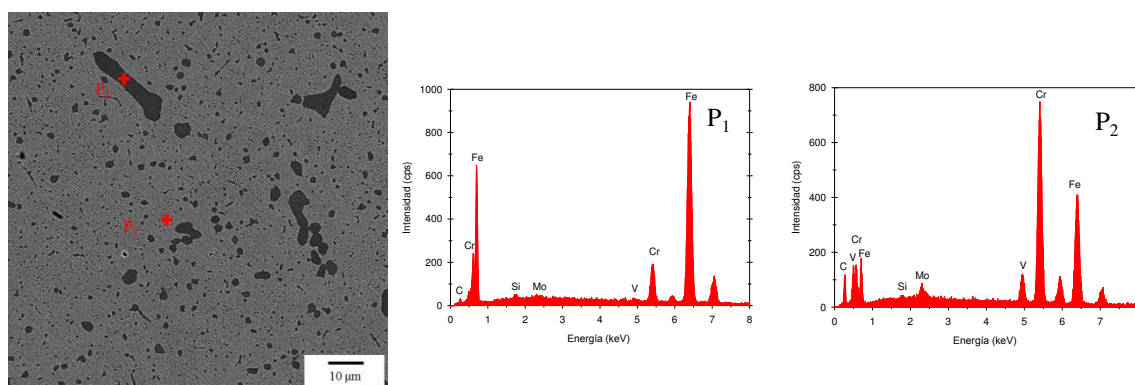


Figura C.2 Micrografía por MEB–“BSE” del rodillo de acero D2 y los espectros de la matriz (P_1) y carburos ($(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$) en la zona P_2 .

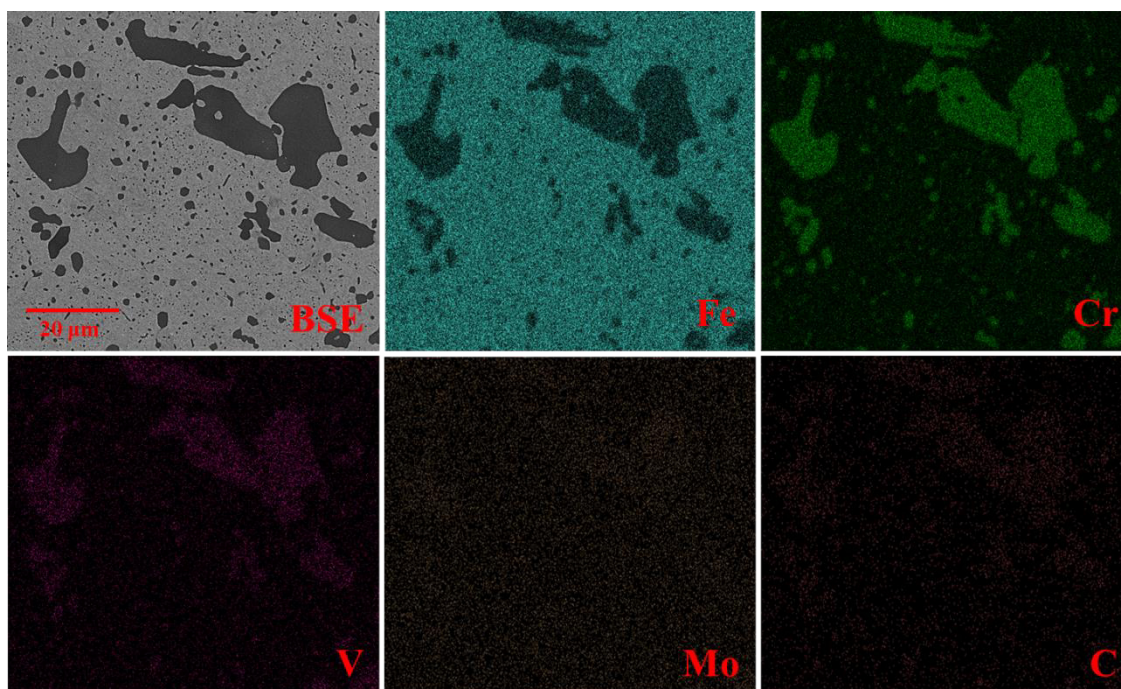
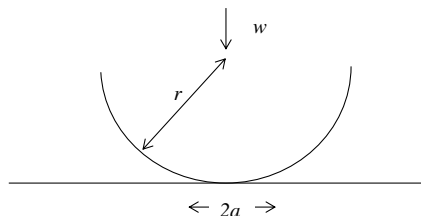


Figura C.3 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” en el rodillo de acero D2.

ANEXO D

Cálculo de la presión de contacto ejercida en perno en la configuración perno sobre rodillo utilizado durante el desgaste deslizante.

Considerando como una sola aspereza cuando el perno entra en contacto con el rodillo, la deformación inicial es descrita como un círculo con radio a como:



$$a = \left(\frac{3wr}{4E} \right)^{1/3} \quad (\text{Ec. D.1})$$

Donde r es el radio de la esfera y E^* es el modulo elástico efectivo o equivalente, el cual depende de los módulos de Young, E_1 y E_2 , y el coeficiente de Poisson, ν_1 y ν_2 , del perno y rodillo, el cual se calcula de la siguiente manera:

$$\frac{1}{E^*} = \frac{(1-\nu_1^2)}{E_1} + \frac{(1-\nu_2^2)}{E_2} \quad (\text{Ec. D.2})$$

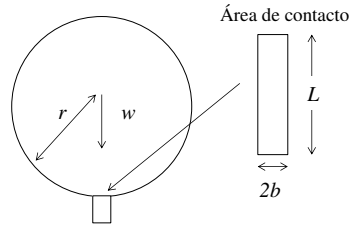
El área de contacto entre el perno y el rodillo, πa^2 , es calculada por

$$\pi a^2 \approx 0.83\pi \left(\frac{wr}{E^*} \right)^{2/3} \quad (\text{Ec. D.3})$$

La presión de contacto máxima es calculada por

$$P_{max} = \left(\frac{6wE^{*2}}{\pi^3 r^2} \right) \quad (\text{Ec. D.4})$$

Considerando como un contacto entre un cilindro y un área plana, el contacto inicial es una línea que crece hasta llegar a tomar la forma de un rectángulo. El ancho del área de contacto b está dado por:



$$b = \left(\frac{4wr}{\pi LE^*} \right)^{1/2} \quad (\text{Ec. D.5})$$

Donde r es el radio de la esfera y E^* es el modulo elástico efectivo o equivalente, el cual depende de los módulos de Young, E_1 y E_2 , y el coeficiente de Poisson, ν_1 y ν_2 , del perno y rodillo, el cual se calcula con la ecuación (D.2)

El área de contacto es la longitud de perno, L , multiplicado por el doble del ancho, b

$$a = 2bL \quad (\text{Ec. D.6})$$

La presión de contacto máxima es calculada por

$$P_{max} = \frac{2w}{\pi bL} \quad (\text{Ec. D.7})$$

K.L. Johnson, "Contact Mechanics", 1st ed, Cambridge, 1985.

ANEXO E

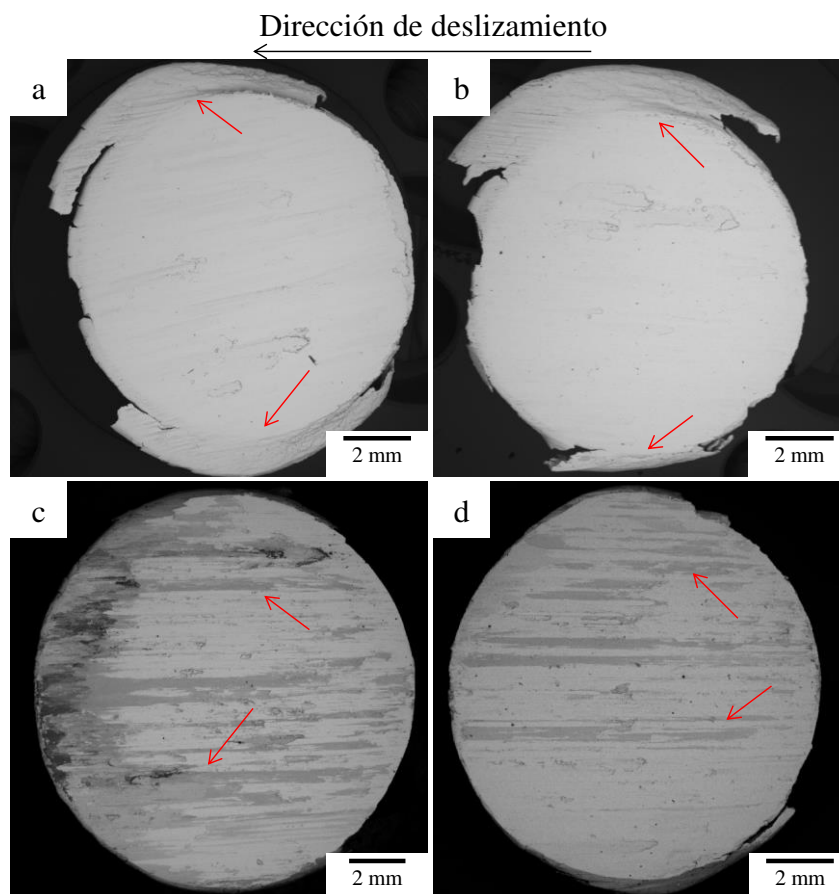


Figura E.1 Micrografías por MEB–“BSE” de la superficie de la aleación Haynes 282© desgastada, a) material recibido y b) tratada térmicamente desgastadas a baja temperatura, y c) materia recibido y d) tratada térmicamente desgastadas a alta temperatura, observe el óxido sobre las superficies c) y d).

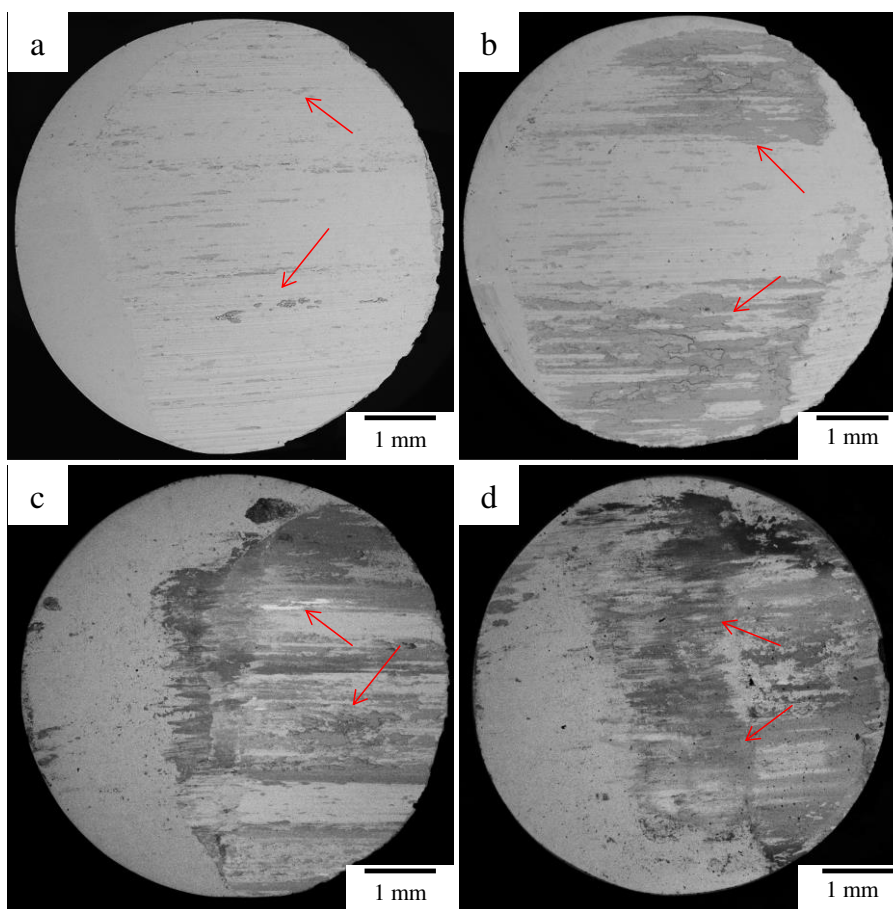


Figura E.2 Micrografías por MEB–“BSE” de la superficie desgastada de la aleación γ -TiAl, a) material recibido y b) tratada térmicamente desgastadas a baja temperatura, y c) materia recibido y d) tratada térmicamente desgastadas a alta temperatura, observe la mayor cantidad de óxido sobre las superficies c) y d).

RESUMEN AUTOBIOGRAFICO

Javier Humberto Ramírez Ramírez

Candidato al grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.

Nació en 29 de agosto de 1984, Javier H. Ramírez obtuvo el grado de Ingeniero Mecánico Electricista en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León en 2008. En el 2010 comienza sus estudios de Maestría en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales, realizando la investigación en la degradación a alta temperatura de hierro blanco al alto cromo. En 2012 obtuvo el grado de Maestro en Ciencias. De 2013 a 2017 realizó su investigación doctoral en desgaste a alta temperatura de aleaciones avanzadas.

De 2011 a 2016 participó en el diseño, desarrollo y construcción de diversos equipos de laboratorio, incluyendo el tribómetro multipropósito, reactores de oxidación a alta temperatura y hornos de tratamiento térmico con atmosfera controlada.

De su trabajo de maestría se han publicado 3 artículos en revistas internacionales con arbitraje estricto.